

Optimierung von höchstfesten AlZnMgCu-Legierungen für den Kokillenguss

Dissertation

zur Erlangung des Doktorgrades der Ingenieurwissenschaften

vorgelegt von

Hennadiy Zak

aus Kiew, Ukraine

genehmigt von der

Fakultät für Natur-und Materialwissenschaften
der Technischen Universität Clausthal

Tag der mündlichen Prüfung

25.09.2017

Vorsitzende/Vorsitzender der Promotionskommission:

Herr Prof. Dr.-Ing. Joachim Deubener

Hauptberichterstattein:

Frau Prof. Dr.-Ing. Babette Tonn

Mitberichterstattein:

Herr Prof. Dr.-Ing. Andreas Böhrling-Polaczek

EIDESSTATTLICHE ERKLÄRUNG Teil 1

Hiermit erkläre ich an Eides Statt, dass ich die bei der Fakultät für Natur- und Materialwissenschaften der Technischen Universität Clausthal eingereichte Dissertation selbstständig und ohne unerlaubte Hilfe verfasst und die benutzten Hilfsmittel vollständig angegeben habe.

Zak, Hennadiy

09.12.2016

EIDESSTATTLICHE ERKLÄRUNG Teil 2

Hiermit erkläre ich an Eides Statt, dass die eingereichte Dissertation weder in Teilen noch in Ihrer Gesamtheit einer anderen Hochschule zur Begutachtung vorliegt oder vorlegen hat und dass ich bisher noch keinen Promotionsversuch unternommen habe.

Zak, Hennadiy

09.12.2016

Vorwort und Danksagung

Diese Arbeit entstand während meiner Tätigkeit als wissenschaftlicher Mitarbeiter am Institut für Metallurgie der Technischen Universität Clausthal im Rahmen des DFG-Forschungsvorhabens TO 271/9-1.

Mein besonderer Dank gilt Frau Prof. Dr.-Ing. Babette Tonn, Institut für Metallurgie, Leiterin Arbeitsgruppe Gießereitechnik, Technische Universität Clausthal, für die Bereitstellung des Forschungsthemas und Aufnahme in das DFG-Forschungsvorhaben sowie die Unterstützung während der Durchführung dieser Arbeit. Ein Teil der im Laufe dieses DFG-Projektes von mir gewonnenen Ergebnisse wurden vorab in den folgenden Publikationen veröffentlicht:

- Zak, H.; Tonn, B.: Optimierung von höchstfesten AlZnMgCu-Legierungen für den Kokillenguss, Giesserei-Praxis (2009), Heft 11, S.349-353
- Zak, H.; Tonn, B.; Hampel, M.: Einfluss des Kupfers auf das Warmrissverhalten von höchstfesten AlZnMgCu-Legierungen. Giesserei-Praxis (2010), Nr.9, S. 263-266
- Zak, H.; Tonn, B.: Verbesserung des Warmrissverhaltens der AlZnMgCu-Legierungen unter Nutzung thermodynamischer Berechnungen. Giesserei-Praxis (2013), Nr.10, S. 406-411.

Neben Frau Prof. Dr.-Ing. Tonn gilt hier mein weiterer Dank unserem Mitautor Herrn Dr.-Ing. Milan Hampel aus der Arbeitsgruppe von Prof. Dr.-Ing. Schmid-Fetzer für die Unterstützung bei der Durchführung der thermodynamischen Berechnungen.

Darüber hinaus bin ich den technischen Mitarbeitern am Institut für Metallurgie der TU Clausthal für die technische Begleitung dankbar.

Inhaltsverzeichnis

| | | |
|----------|------------------------------------------------------------------------------------------------|----|
| 1 | Einleitung | 6 |
| 2 | Literaturübersicht | 7 |
| 2.1 | Warmrissbildung..... | 7 |
| 2.1.1 | Studien zu den Mechanismen der Warmrissbildung..... | 7 |
| 2.1.2 | Wichtige Einflussgrößen auf die Warmrissneigung..... | 10 |
| 2.1.2.1 | Chemische Zusammensetzung..... | 10 |
| 2.1.2.2 | Kornfeinung..... | 11 |
| 2.1.2.3 | Metallurgische Prozesse und Abkühlungsgeschwindigkeit | 17 |
| 2.2 | Studien zur Vorhersage der Warmrissneigung..... | 18 |
| 2.3 | AlZnMgCu-Knetlegierungen..... | 21 |
| 2.3.1 | Einfluss von Legierungs- und Begleitelementen..... | 21 |
| 2.3.2 | Wärmebehandlung..... | 23 |
| 2.3.3 | Erfahrungen beim Gießen der AlZnMgCu-Knetlegierungen | 26 |
| 3 | Ziele der Arbeit | 30 |
| 4 | Durchführung der Untersuchungen | 32 |
| 4.1 | Arbeitsprogramm..... | 32 |
| 4.2 | Erstellung eines statistischen Versuchsplanes | 34 |
| 4.3 | Methoden zur Berechnung des Thermal Freezing Range..... | 35 |
| 4.4 | Herstellung der untersuchten Legierungen..... | 36 |
| 4.5 | Probenherstellung und Analyseverfahren..... | 38 |
| 4.5.1 | Untersuchungen der Warmrissneigung..... | 38 |
| 4.5.2 | Untersuchungen des Fließvermögens..... | 39 |
| 4.5.3 | Untersuchungen des Lunkerverhaltens..... | 39 |
| 4.5.4 | Untersuchungen der mechanischen Eigenschaften..... | 40 |
| 4.5.5 | Metallographische Untersuchungen..... | 41 |
| 4.5.6 | Thermische Analyse..... | 42 |
| 5 | Ergebnisse und Diskussion | 46 |
| 5.1 | Warmrissverhalten der untersuchten Legierungen..... | 46 |
| 5.2 | Korrelation der berechneten Thermal Freezing Ranges mit der ermittelten Warmrisszahlen..... | 47 |

| | | |
|----------|-------------------------------------------------------------------------------------------------|------------|
| 5.3 | Einfluss der Hauptlegierungselemente auf die Phasenausbildung und Warmrissverhalten..... | 54 |
| 5.3.1 | Legierungen mit 1,6 Gew.-% Kupfer..... | 56 |
| 5.3.2 | Legierungen mit 2,6 Gew.-% Kupfer..... | 57 |
| 5.4 | Korrelation zwischen den berechneten Phasenmengen und den ermittelten Warmrisszahlen..... | 58 |
| 5.5 | Thermodynamische Berechnungen zur Rolle der Restschmelze- filme bei der Warmrissbildung..... | 62 |
| 5.6 | Ergebnisse der REM-Untersuchungen der Warmrissflächen..... | 65 |
| 5.7 | Untersuchungen zum Einfluss der Kornfeinung auf das Warmrissverhalten..... | 69 |
| 5.7.1 | Legierung AlZn8Mg2,6Cu1,6..... | 69 |
| 5.7.1.1 | Zugabe von AlTi5B1..... | 69 |
| 5.7.1.2 | Kombinierte Zugabe von Titan und AlTi5B1..... | 74 |
| 5.7.2 | Legierung AlZn8Mg2,6Cu2,6..... | 76 |
| 5.7.2.1 | Zugabe von AlTi5B1..... | 76 |
| 5.7.2.2 | Kombinierte Zugabe von Titan und AlTi5B1..... | 79 |
| 5.8 | Ergebnisse der thermischen Analyse..... | 81 |
| 5.9 | Potential der Legierung AlZn8Mg2,6Cu2,6 für die Anwendung im Leichtbau..... | 88 |
| 6 | Zusammenfassung und Ausblick..... | 90 |
| | Literaturverzeichnis..... | 95 |
| | Abbildungsverzeichnis..... | 108 |

1 Einleitung

Um die Zielvorgaben der Automobilindustrie hinsichtlich weiterer Reduzierung des Kraftstoffverbrauchs und damit verbundenen Schadstoffemissionen zu erreichen, ist es erforderlich, innovative Werkstoffe in der Gießereitechnik einzuführen. Ein besonders hohes Potential zeigen dabei die höchstfesten AlZnMgCu-Legierungen, deren erzielbare Festigkeitswerte sich mit einigen Stählen vergleichen lassen. Diese Werkstoffe werden im Maschinenbau allgemein und speziell seit Jahrzehnten im Bereich der Luft- und Raumfahrttechnik eingesetzt. Die Verarbeitung der AlZnMgCu-Legierungen erfolgt jedoch meist durch Warm- und Kaltumformung. Eine Verwendung des Kokillengießverfahrens zur Herstellung von Bauteilen ist nach derzeitigem Stand der Technik wegen starker Warmrissneigung dieser Legierungen nicht möglich, so dass ihre Anwendung auf Sandguss begrenzt ist.

Im Sandgießverfahren gegossene AlZnMgCu-Legierungen, bei denen eine starke Kornseigerung auftritt, weisen im Vergleich zu Knetwerkstoffen wesentlich schlechtere mechanische Eigenschaften auf und sind deutlich empfindlicher gegen Spannungsrissskorrosion als Knetlegierungen [Schmied1983]. Durch im Kokillengießverfahren erreichbare höhere Abkühlungsgeschwindigkeiten und daraus resultierende feinere Gefüge könnten die technologischen und mechanischen Eigenschaften der AlZnMgCu-Legierungen deutlich verbessert werden. Dies wird ermöglichen, den Einsatzbereich dieser für den Leichtbau interessanten Werkstoffe deutlich zu erweitern.

Diese Arbeit stellt sich der Herausforderung, die AlZnMgCu-Legierungen für die Verarbeitung im Kokillengießverfahren zu optimieren und eine warmrissfreie Produktion von komplexen Gussteilen zu ermöglichen.

2 Literaturübersicht

2.1 Warmrissbildung

2.1.1 Studien zu Mechanismen der Warmrissbildung

„Als Warmrisse bezeichnet man interkristalline Werkstofftrennungen, die während der Erstarrung von Legierungen entstehen und deren Bildung mit Beendigung des Erstarrungsvorganges abgeschlossen ist“ [Ber2009].

Es gibt zahlreiche Theorien, die das Phänomen der Warmrissneigung bei Gusslegierungen beschreiben. Ein guter Überblick zu aus der Literatur bekannten Mechanismen der Warmrissbildung ist in [Li2011], [Esk2007], [Rap1999] zu finden. Im Folgenden werden einige bekannte Theorien für die Entstehung von Warmrissen kurz erläutert.

Verö stellte 1936 fest, dass es bei fortschreitender Erstarrungskontraktion der Aluminiumlegierungen zur Entwicklung von Spannungen im kohärenten Dendritennetzwerk kommt, die zu Werkstofftrennungen führen [Li2011].

Pellini entwickelte 1952 eine Vorstellung über die Rolle von dünnen Schichten flüssiger Restschmelze bei der Warmrissbildung [Li2011]. Seine Theorie lautet, dass Warmrissbildung durch kritische Deformation der Probe im fest-flüssigen Zustand entsteht. Die Warmrissbildung erfolgt nach Pellini gegen Ende der Erstarrung oberhalb der Solidustemperatur, wenn die Restschmelzefilme zwischen den Körnern sehr dünn werden [Li2011].

Die Rolle der Restschmelzfilme bei der Warmrissbildung wurde 1961 von Savaiko untersucht. Dabei wurde herausgefunden, dass die benötigte Kraft P zum Trennen der Restschmelzfilme von der Oberflächenspannung der Schmelze γ abhängig ist. Die Berechnung der benötigten Kraft P erfolgt, wie durch Savaiko vorgeschlagen, nach folgender Formel [Sav1961]:

$$P = 2\gamma F / 1000gb \quad (1)$$

mit F : Kontaktfläche der Körner
 g : Fallbeschleunigung
 b : Dicke des Restschmelzefilms

Rappaz entwickelte das theoretische Konzept von Pellini weiter. Er schlug vor, als wichtigsten Parameter bei der Warmrissbildung eine kritische Dehnungsgeschwindigkeit der mushy-zone zu verwenden [Rap 1999]. Eine geringe Dehnungsgeschwindigkeit ermöglicht nach [Esk2007] den Abbau der auftretenden Spannungen durch plastische Verformung und verringert somit die Warmrissbildung.

Pumphrey kam zur Erkenntnis, dass es einen Temperaturbereich gibt, in dem eine erstarrende Legierung eine geringere Duktilität besitzt und sehr anfällig für Warmrisse ist. Dieser Bereich soll zwischen der Temperatur, bei der ein kohärentes Dendritennetzwerk entsteht, und der Solidustemperatur liegen [Li2011].

In [Lin1999] wurde mit Berufung auf [Bor1960] darauf hingewiesen, dass die Restschmelze bei guter Benetzung die bereits kristallisierten Primärphasen vollkommen umgibt. In diesem Zustand weisen die Legierungen eine sehr geringe Festigkeit auf, da die trennende Kraft lediglich die Oberflächenspannung der Restschmelzfilme überwinden muss. Übersteigt der Kontaktwinkel zwischen der Restschmelze und der Festphase 90° , sind die Bereiche mit den Restschmelzfilmen nur an Kornecken zu finden, siehe Abbildung 1. In diesem Fall kann eine Brückenbildung zwischen den Körnern stattfinden, wodurch erhebliche Spannungen aufgenommen werden können.

„Das Warmrissverhalten wird unter anderem durch das Speisungsvermögen der Legierung beeinflusst [Ros1960, Sta2006]. Mit zunehmendem Erstarrungsverlauf wird die Speisung durch das sich ausbildende Dendritennetzwerk immer weiter erschwert. Eine unzureichende Speisung führt zum Auftreten von hohen lokalen Spannungsspitzen im fest-flüssigen Bereich, die eine Bildung der

Warmrisse bewirken [Feu1976]. In einer gut gespeisten Schmelze entstehen dagegen nur vernachlässigbar kleine Schrumpfungsspannungen, wodurch Warmrisse vermieden werden [Hab2008]“ [Zak2013]. Bereits entstandenen Warmrisse können auch durch Nachfließen der Schmelze ausgefüllt und so ausgeheilt werden [Ber2009].

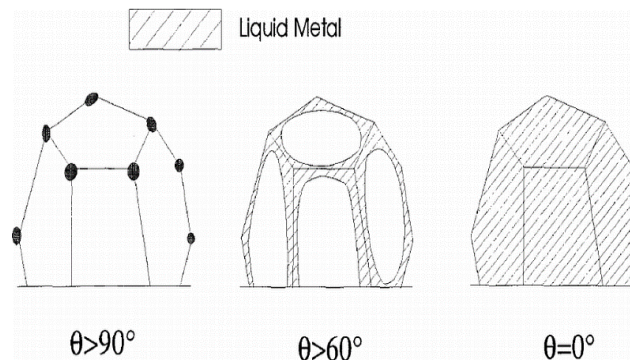


Abbildung 1. Verteilung der Restschmelzfilme an der Oberfläche des erstarrten Kornes in Abhängigkeit von dem Kontaktwinkel zwischen flüssiger und fester Phase [Bor1960]

Das Ausheilvermögen hängt stark von der Erstarrungsmorphologie der Legierungen ab [Eng1973]. Die sind in Abbildung 2 dargestellt. Nach [Has2003] bilden die Erstarrungsmorphologien entsprechend ihrem zunehmenden negativen Einfluss auf die Warmrissneigung die folgende Reihe:

- exogen-glattwandige Erstarrung
- exogen-rauwandige Erstarrung
- endogen-schalenbildende Erstarrung
- endogen-breiartige Erstarrung
- exogen-schwammartige Erstarrung

Die endogen-breiartigen und exogen-schwammartigen Erstarrungsmorphologien wirken auf die Warmrissbeständigkeit besonders ungünstig, da sie die interkristalline Speisung merklich erschweren.

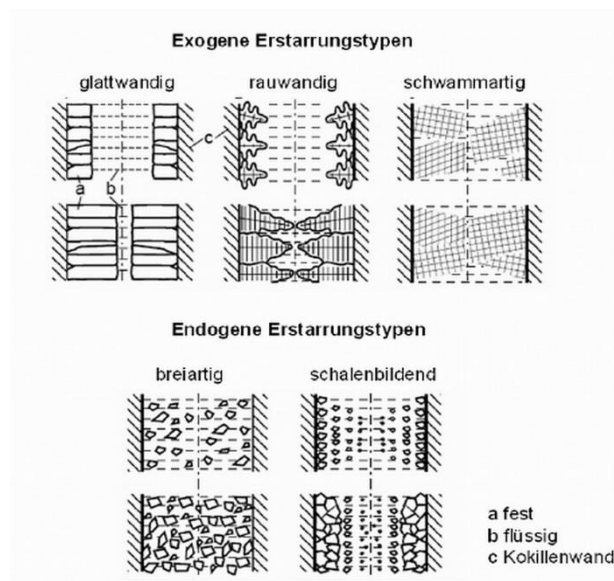


Abbildung 2. Unterschiedliche Erstarrungsmorphologien der Legierungen [Bra1996]

2.1.2 Wichtige Einflussgrößen auf die Warmrissneigung

2.1.2.1 Chemische Zusammensetzung

Damit eine Legierung eine gute Warmrissbeständigkeit aufweist, sollte sie einen hohen Anteil an Eutektikum haben. Nach [Sta2012] ermöglicht ein großer Anteil an Eutektikum während der Erstarrung eine bessere Rissausheilung und führt zu einer guten Warmrissbeständigkeit. „Dies kann auf mehrere Gründe zurückgeführt werden. Einer davon ist, dass bei einem großen Anteil an Eutektikum viel Restschmelze bis zum letzten Punkt der Erstarrung vorliegt, wodurch die interdendritische Speisung und Rissausheilung begünstigt werden. Außerdem erstarren eutektische Phasen bei konstanter Temperatur, was bedeutet, dass es zu keiner weiteren Kontraktion kommt und so keine weiteren Spannungen während der letzten, für die Warmrissbildung kritischen Phase der Erstarrung auftreten“ [Sta2012].

Die Warmrissneigung einer Legierung ist von der Größe des Erstarrungsintervalls abhängig. Ein breites Erstarrungsintervall bietet mehr Zeit für den Aufbau von Kontraktionsspannungen, die zur Warmrissbildung führen [Pab2010].

Eine verstärkte Warmrissbildung kann außerdem durch hohe Gehalte an den Übergangselementen Eisen, Nickel, Zirkonium und Titan verursacht werden. Diese bilden bei der Erstarrung der Schmelze sperrige intermetallische Phasen, die eine Nachspeisung der Gussteile beeinträchtigen und ein Ausheilen der Warmrisse verhindern [Ger2005].

Zur Verminderung der Warmrissneigung sollen ebenfalls die Konzentrationen der stark oberflächenaktiven Elemente, wie Antimon, Tellur, Tantal, Barium, Blei, Bismut, Natrium [Male2003] reduziert werden. Dies ist damit zu begründen, dass diese Spurenelemente die Oberflächenspannung der Restschmelze herabsetzen, was die Warmrissbildung entlang der Restschmelzfilme in den Korngrenzenbereichen erleichtert [Sav1961].

Zusätzlich bilden Zinn, Blei und Bismut in der Legierung im letzten Erstarrungsintervall niedrig schmelzende Phasen und verschlechtern somit die Warmrissbeständigkeit [Pab2011].

2.1.2.2 Kornfeinung

Die Warmrissanfälligkeit kann durch effektive Kornfeinung deutlich vermindert werden. Dabei ist es möglich, die unerwünschte dendritische Gefügeausbildung in eine globulitische Erstarrungsmorphologie zu überführen und auf diese Weise eine bessere Nachspeisung der Gussteile zu erreichen. Zusätzlich verbessert die Kornfeinung die Dehnungseigenschaften der Legierungen im fest-flüssigen Bereich [Ger2005] sowie trägt zur besseren Verteilung der Mikroporositäten [Eng1973; Sta2004] bei, was sich ebenfalls positiv auf die Warmrissbeständigkeit auswirkt.

Für die Kornfeinung ist das Zusammenwirken zweier Mechanismen verantwortlich [Max1975]. Zum einen wird die Kornfeinung durch Anwesenheit von keimwirksamen Fremdsubstraten in der Schmelze deutlich erleichtert. Zum anderen findet die Kornfeinung durch die Behinderung des Kornwachstums durch Anreicherung der Legierungselemente vor der Erstarrungsfront statt. Dies führt zur Entstehung der für die Keimbildung sehr wichtigen konstitutionellen Unterkühlung und verlangsamt gleichzeitig das Wachstum der Kristalle.

„Der Einfluss der Legierungszusammensetzung auf die Korngröße kann durch den Growth Restriction Factor (GRF) beschrieben werden [Eas1999]. Dabei wird für jedes Element in der Legierung sein spezifischer Beitrag zur konstitutionellen Unterkühlung quantifiziert. Benutzt werden hierzu die Kennwerte Verteilungskoeffizient k und Steigung der Liquiduslinie m des jeweiligen Zweistoffsystems sowie der entsprechende Gehalt am Legierungselement C_0 :

$$GRF_i = m(k - 1)C_0 \quad (3)$$

Die Einzelbeträge der Elemente GRF_i werden summiert und zum Kennwert GRF zusammengefasst. Dabei ist jedoch zu beachten, dass der GRF nur bis zu der maximalen Löslichkeit eines betrachteten Legierungselementes im Aluminium Gültigkeit besitzt. Außerdem werden die Wechselwirkungen der verschiedenen Legierungselemente bei der Berechnung des GRF vernachlässigt [Eas1999]“ [Zak2008].

Es existieren unterschiedliche Angaben, wie die Korngröße der α -Al-Mischkristallphase vom GRF abhängt, siehe Abbildung 3. Es ist zu erkennen, dass nach Spittle und Sadi [Spi1995] sich die minimale Korngröße mit zunehmendem GRF (etwa ab einem Wert von 5) einem Grenzwert annähert und weiterhin konstant bleibt. Durch Johnsson [Joh1995] wurde dagegen festgestellt, dass die minimale Korngröße bei einem GRF von 20 erreicht wird. Weicht der GRF davon ab, so nimmt die Korngröße wieder zu.

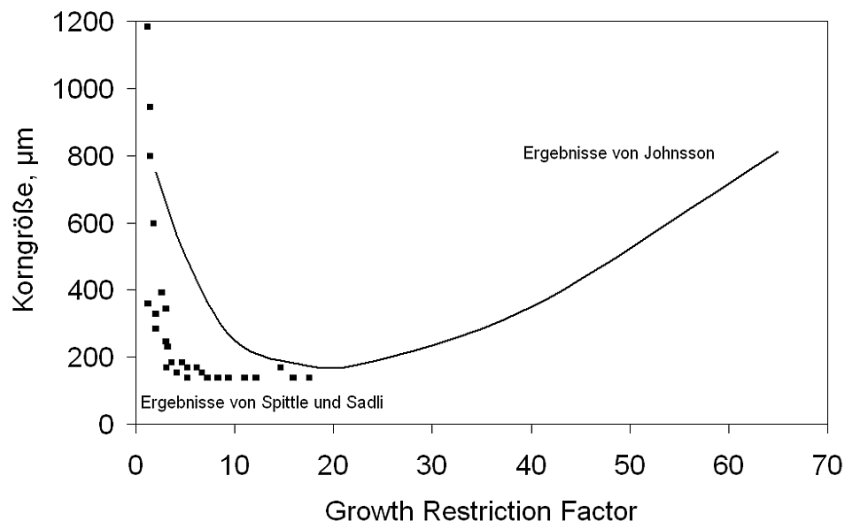


Abbildung 3. Korngrößen von Aluminium in Abhängigkeit von GRF [Eas1999]

Die notwendigen Angaben für die Berechnung des GRF für einige wichtige Legierungselemente zeigt die Tabelle 1. Es ist ersichtlich, dass Titan durch die starke Wirkung auf die Steigung der Liquiduslinie im Zweistoffsystem Al-Ti und aufgrund des sehr hohen Verteilungskoeffizienten den größten Beitrag zur Wachstumsbehinderung von Aluminiumkörnern leistet.

Tabelle 1. Verteilungskoeffizient und Steigung der Liquiduslinie für einige Elemente in binären Legierungen mit Aluminium [Eas1999-Part 1]

| Element | k | m | $m(k - 1)$ |
|---------|------|------|------------|
| Ti | 7,0 | 30,7 | 214,9 |
| Ta | 2,5 | 70,0 | 105,0 |
| V | 4,0 | 10,0 | 30,0 |
| Hf | 2,4 | 8,0 | 11,2 |
| Mo | 2,5 | 5,0 | 7,5 |
| Zr | 2,5 | 4,5 | 6,8 |
| Nb | 1,5 | 13,3 | 6,6 |
| Si | 0,11 | -6,6 | 5,9 |

| Element | k | m | $m(k-1)$ |
|---------|-------|------|----------|
| Cr | 2,0 | -3,5 | -3,5 |
| Ni | 0,007 | -3,3 | 3,3 |
| Mg | 0,51 | -6,2 | 3,0 |
| Zn | 0,4 | -1,6 | 0,96 |
| Fe | 0,02 | -3,0 | 2,9 |
| Cu | 0,17 | -3,4 | 2,8 |
| Mn | 0,94 | -1,6 | 0,1 |

Zur Erzielung einer guten Kornfeinung sind nach [Ger2005, Col1972] Titangehalte von 0,2 Gew.-% bis 0,3 Gew.-% notwendig. Bei höheren Titangehalten kommt es zur Bildung von groben und sehr spröden Al_3Ti -Phasen, die die mechanischen Eigenschaften der Aluminiumlegierungen verschlechtern.

Die Anreicherung von Fremdatomen vor der Erstarrungsfront bewirkt neben der Behinderung des Kornwachstums eine konstitutionelle Unterkühlung, deren Ausmaß für die Ausbildung der unterschiedlichen Erstarrungsmorphologien verantwortlich ist und in starkem Maße durch den Titangehalt in der Schmelze beeinflusst wird [Eas1999-Part 1].

Wie in Abbildung 4 dargestellt, entstehen ausgehend von einer planaren Erstarrungsfront (keine konstitutionelle Unterkühlung) mit zunehmender konstitutioneller Unterkühlung zunächst zellartige Kristalle und bei noch höherer konstitutioneller Unterkühlung Dendriten [Ber2009]. Wird die freiwerdende Erstarrungswärme bei ausreichend hoher konstitutioneller Unterkühlung in alle Richtungen gleichmäßig abgeführt, erstarrt die Schmelze globulitisch [Sch1996].

In der Praxis wird die Kornfeinung überwiegend mit Hilfe der AlTi- und AlTiB-Vorlegierungen durchgeführt [Sig2007]. Die zumeist verwendete ternäre AlTiB-

Vorlegierung enthält 5 Gew.-% Titan und 1 Gew.-% Bor [Heu1994]. Die Kornfeinungswirkung beruht auf der Anwesenheit von TiB_2 - und Al_3Ti -Partikel im Gefüge dieser Vorlegierung. Dabei sind 2,2 Gew.-% Titan und 1 Gew.-% Bor in unlöslicher TiB_2 -Phase gebunden, während der Rest des Titans als Al_3Ti -Verbindungen vorliegt, die in der Schmelze lösbar sind.

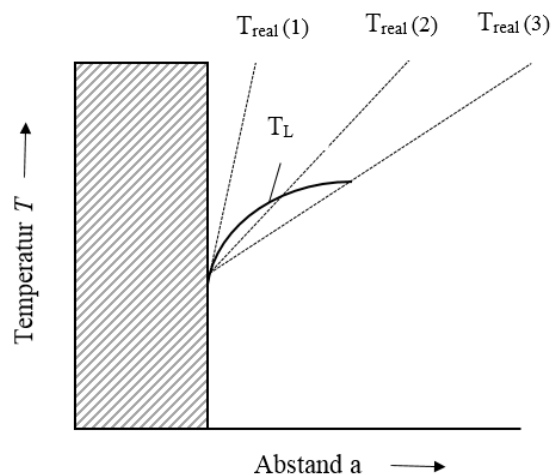


Abbildung 4. Einfluss der konstitutionellen Unterkühlung der Schmelze auf die Erstarrungsmorphologie: $T_{\text{real}}(1)$ - ebenes Kristallwachstum; $T_{\text{real}}(2)$ - zellartiges Kristallwachstum; $T_{\text{real}}(3)$ - dendritisches Kristallwachstum [Ber2009]

Über die Rolle der Al_3Ti - und TiB_2 -Partikel bei der Kornfeinung gibt es unterschiedliche Theorien. Crossley und Mondolfo stellten 1951 fest, dass die Keimbildung der α -Al-Mischkristallphase bei Titangehalten im überperitektischen Bereich ($>0,15$ Gew.-%) an den Al_3Ti -Auscheidungen stattfindet. Sie erklärten diese Tatsache mit einer peritektischen Reaktion bei 665°C [Cro1951]. Diese Vorstellung zum Kornfeinungsmechanismus wird daher als peritektische Theorie genannt. Die Möglichkeit der Kornfeinung durch die TiB_2 -Partikel wird von den Vertretern der peritektischen Theorie bestritten. Dabei bleibt aber offen, wie dann die Kornfeinung der Aluminiumlegierungen bei unterperitektischen Titangehalten ($< 0,15$ Gew.-%) zu erklären ist und warum die Kornfeinungswirkung nach längerer Haltezeit abnimmt.

Diese Fragestellungen können mit der Karbid-Borid-Theorie gut erklärt werden. Diese Theorie geht davon aus, dass die in der Schmelze vorhandenen TiB_2 - und TiC -Partikel als Kristallisatoren der α -Al-Mischkristallphase wirken [Cib1951]. Das Abklingen der Kornfeinung mit der Zeit wird auf das Absetzen bzw. die Agglomeration der TiB_2 -Partikel sowie auf die Instabilität der TiC -Partikel in der Schmelze zurückgeführt [Sch2000].

Mohanty und Gruzleski [Moh 1995] stellten in einer sehr ausführlichen Arbeit fest, dass die TiB_2 -Partikel bei der Erstarrung der Aluminiumschmelze mit einem Titangehalt von unter 0,004 Gew.-% durch die Erstarrungsfront in die interdendritischen Zwischenräume verdrängt werden. Dieses Experiment lieferte einen Nachweis, dass TiB_2 allein nicht kornfeinend wirken kann, was in einem Widerspruch zu der Karbid-Borid-Theorie steht. Weitere Untersuchungen mit einer Aluminiumschmelze mit einem freien Titangehalt von 0,05 Gew.-% (d. h. nicht in TiB_2 gebundenes Titan) lieferten die Erkenntnis, dass die Al_3Ti -Phase um die TiB_2 -Partikel eine dünne Schicht bildet, wodurch die Keimbildung über die peritektische Reaktion mit der Schmelze ermöglicht wird. Die Schichten aus der Al_3Ti -Phase an der Oberfläche von TiB_2 -Teilchen wurden ebenfalls in [Sch1994] nachgewiesen. Die von Mohanty und Gruzleski vorgeschlagene duplex nucleation Theorie erklärt jedoch nicht, wie bei den unterperitektischen Titangehalten die Bildung einer stabilen Al_3Ti -Phase in der Aluminiumschmelze überhaupt möglich ist.

In [Eas1999-Part 2] wurde festgestellt, dass die beste Kornfeinung der α -Al-Mischkristallphase durch Zugabe von 1 Gew. % AlTi5B1 erreicht wird. In diesem Fall beträgt der freie Titangehalt in der Schmelze 0,028 Gew.-%. In [Sig2001] wurde ebenfalls berichtet, dass geringe freie Titangehalte von 0,02 Gew.-% bis 0,05 Gew.-% in Kombination mit einer Zugabe von 0,2 Gew.-% der Vorlegierung AlTi5B1 eine bessere Kornfeinung als höhere Titangehalte bewirken. Die Ergebnisse aus [Eas1999-Part 2 und Sig2001] stehen somit im Widerspruch zu bereits genannten Publikationen [Ger2005, Col1972], wonach

hohe Titangehalte von 0,2 Gew.-% bis 0,3 Gew.-% für die beste Kornfeinung der α -Al-Mischkristallphase erforderlich sind.

In [Eas2004] und [StJo2011] wurde gezeigt, dass die Verbesserung der Kornfeinung der α -Al-Mischkristallphase mit steigenden Zugabemengen der TiB_2 -Partikel einhergeht. Somit stellt die erhöhte TiB_2 -Partikelanzahl, welche der Aluminiumschmelze zugeführt werden, neben der Einstellung des optimalen Titangehaltes einen weiteren wichtigen Einflussfaktor auf die Kornfeinungswirksamkeit dar.

„Die Anwendung der AlTi- und AlTiB-Vorlegierungen führt jedoch nicht immer zum gewünschten Erfolg, da die für die Aluminiumlegierungen wichtigen Legierungselemente Zirkonium, Chrom und Mangan ihre Kornfeinungswirkung deutlich herabsetzen. In [Abd1989] wird die Vergiftung von Al_3Ti und TiB_2 mit der Bildung von Mischkristallen $\text{Al}_3(\text{Ti}_{1-x}\text{Zr}_x)$ und $(\text{Ti}_{1-x}\text{Zr}_x)\text{B}_2$ erklärt, die ungünstigere Epitaxien für die Ankeimung des α -Aluminiums aufweisen. Bunn, Schumacher u.a. gehen davon aus, dass um die TiB_2 -Partikel eine zirkonhaltige Schicht entsteht, welche die Kornfeinung offensichtlich weniger stark fördert als Al_3Ti [Bun1999]. Nach [Joh1994] wird die Bildung einer ternären Mischphase $\text{Al}_3(\text{Ti}_{1-x}\text{Zr}_x)$ durch Verarmung der Schmelze an gelöstem Titan begleitet. Dieser Prozess resultiert in der Schwächung des Growth Restriction Effektes und führt zur Vergröberung des Gussgefüges“ [Zak2008].

2.1.2.3 Metallurgische Prozesse und Abkühlungsgeschwindigkeit

Die Warmrissneigung der Legierungen kann durch die Reinigung der Schmelze erheblich reduziert werden, da Oxide und andere nichtmetallische Einschlüsse das Fließ- und Speisungsvermögen der Schmelze verringern [Has2003]. Mögliche Maßnahmen zur Reinigung stellen die Impellerbehandlung oder der Einsatz von Filtern dar.

Hohe Abkühlungsgeschwindigkeiten bei der Herstellung von warmrissgefährdeten Gussteilen sollten möglichst vermieden werden, da diese die Nachspeisungszeiten der Gussteile verkürzen [Sta2012]. Eine hohe Abkühlungsgeschwindigkeit bewirkt außerdem die Bildung von Seigerungen und führt somit zur Erweiterung des Erstarrungsintervalls [Ger2005]. Geringe Abkühlungsgeschwindigkeiten ermöglichen dagegen geringe Dehnungsgeschwindigkeiten im kritischen Temperaturintervall und bieten mehr Zeit für den Abbau der Spannungen, so dass die Warmrissanfälligkeit sinkt [Esk2007].

2.2 Studien zur Vorhersage der Warmrissneigung

Die Warmrissneigung von metallischen Legierungen kann durch verschiedene Kriterien vorhergesagt werden. Clyne und Davies entwickelten den Rissempfindlichkeitskoeffizienten CSC (Cracking Susceptibility Coefficient), mit dessen Hilfe die Warmrissanfälligkeit der unterschiedlichen Legierungen bewertet werden kann (Abbildung 5):

$$CSC = \frac{t_V}{t_R} \quad (2)$$

mit t_V : Zeitdauer der Warmrissgefahr

t_R : Zeitdauer der Spannungsrelaxation

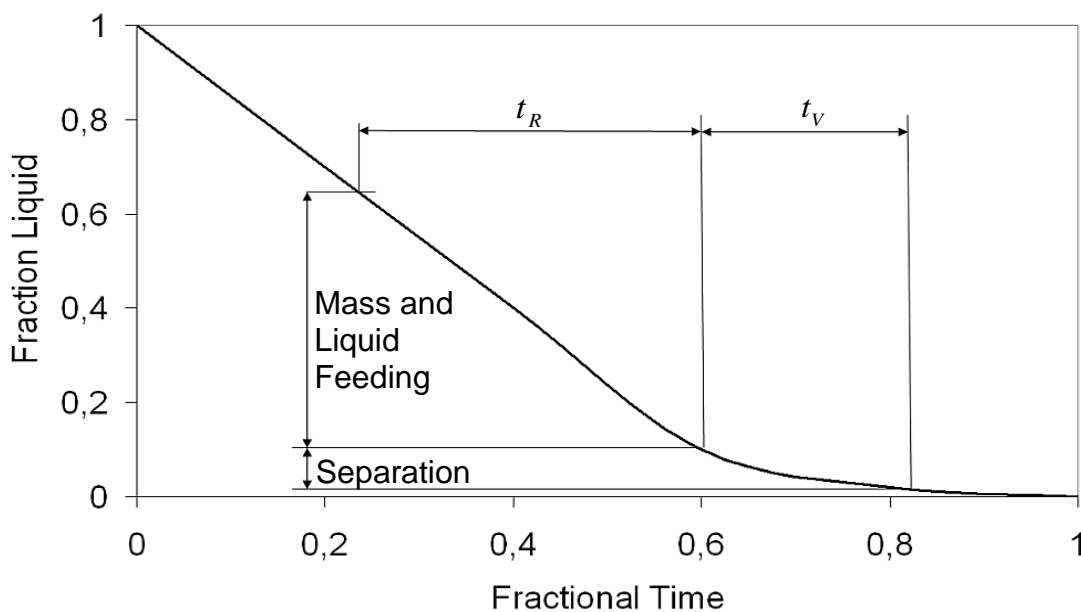


Abbildung 5. Definition der Faktoren t_V und t_R zur Bestimmung des Rissempfindlichkeitskoeffizienten CSC [Cly1981]

„Während der Zeit t_R verhindern nach Clyne und Davies Flüssig- und Massenspeisung die Warmrissbildung. In dieser Zeit liegt der Festphasenanteil f_S zwischen 0,4 und 0,9. Im Zeitraum t_V überwiegt, bedingt durch den hohen Festphasenanteil zwischen 0,9 und 0,99, die interdendritische Speisung, die weniger effektiv ist als die Flüssig- und Massenspeisung, so dass die Warmrissneigung im Zeitintervall t_V begünstigt wird. Ein kleiner Wert des Rissempfindlichkeitskoeffizienten ist ein Indiz für eine geringe Warmrissneigung der Legierung“ [Zak2013].

Zur Bestimmung des Rissempfindlichkeitskoeffizienten CSC werden zunächst die Festphasenanteile in Abhängigkeit von der Temperatur unter Ungleichgewichtsbedingungen nach dem Gulliver-Scheil-Modell berechnet. Dieses Modell sieht vor, dass es ein lokales thermodynamisches Gleichgewicht zwischen der Schmelze und der festen Phase besteht. Außerdem wird angenommen, dass in der festen Phase sowie zwischen der flüssigen und festen Phase keine Diffusion stattfindet und in der Schmelze eine homogene Verteilung der Legierungselemente vorliegt [Por1992]. Im weiteren Schritt werden die für die Warmrissbildung relevanten Festphasenintervalle festgelegt, die Parameter t_V und t_R mit Hilfe der Thermischen Analyse ermittelt und CSC nach Formel (2) berechnet [Pab2011].

„Die Vorhersage des Warmrissverhaltens der unterschiedlichen Legierungsvarianten innerhalb einer bestimmten Legierungsgruppe ist auch ohne Durchführung von praktischen Versuchen möglich. Es zeigte sich, dass der mit dem Gulliver-Scheil-Modell berechnete letzte Temperaturbereich der Erstarrung (engl.: Terminal Freezing Range, TFR) mit der Warmrissneigung korreliert. Dabei steht ein kleines TFR für geringere Warmrissneigung. Die Korrelation zwischen dem TFR und der Warmrissanfälligkeit wurde bereits in mehreren Publikationen nachgewiesen [Sta2012, Dju2006, Gun2010, Cao2010]. Die thermodynamischen Berechnungen des TFR mit dem Gulliver-Scheil-Modell ermöglichen, relativ schnell das Warmrissverhalten unterschiedlicher Legierungsvarianten abzuschätzen und miteinander zu vergleichen. Nachteilig

wirkt die Tatsache, dass es in der Literatur noch keine Einigung darüber gibt, auf welchen Festphasenbereich genau das *TFR* bezogen werden soll [Sta2012]. In [Dju2006] wurde vorgeschlagen, bei den Mg-Al-Zn-Legierungen das *TFR* als einen Temperaturunterschied zwischen den Festphasenanteilen von 0,88 und 0,98 zu definieren. Anders als in [Dju2006] wurde in [Sta2012] aus der empirischen Erfahrung mit den AlSi7MgCu- und AlZnMg-Legierungen das *TFR* als Temperaturintervall zwischen den Festphasenanteilen von 0,950 und 0,995 festgelegt. In [Gun2010] wurde dagegen befunden, dass bei den Legierungen Mg-Zn-Y die für die Warmrissbildung relevanten *TFR* zwischen den Festphasenanteilen von 0,90 und 0,98 liegen. Bei den Legierungen Mg-Al-Sr beträgt der Festphasenanteil im kritischen Temperaturintervall zwischen 0,76 und 0,85 [Cao2010]“ [Zak2013].

2.3 AlZnMgCu-Knetlegierungen

2.3.1 Einfluss von Legierungs- und Begleitelementen

AlZnMgCu-Knetlegierungen zeichnen sich durch die höchsten bei Aluminiumlegierungen auftretenden Festigkeitseigenschaften von über 700 MPa aus und werden als Walz-, Press- und Schmiedeprodukte für hochbeanspruchte Bauteile in der Luft- und Raumfahrtindustrie sowie in der Militärtechnik eingesetzt. Eine Auswahl der wichtigsten AlZnMgCu-Legierungen zeigt die Tabelle 2.

Tabelle 2: Zusammensetzung der wichtigsten AlZnMgCu-Legierungen

[Dav2003]

| Bezeichnung nach ASTM | Chemische Zusammensetzung, Gew.-% | | | | | | | | |
|--------------------------|-----------------------------------|---------|---------|-----|--------------|------|------|------|------|
| | Zn | Mg | Cu | Mn | Cr | Ti | Zr | Fe | Si |
| AA7001 | 6,8-8,0 | 2,6-3,4 | 1,6-2,6 | 0,2 | 0,18-0,35 | 0,2 | - | 0,4 | 0,35 |
| AA7049 | 7,2-8,2 | 2,0-2,9 | 1,2-1,9 | 0,2 | 0,1-0,22 | 0,1 | - | 0,35 | 0,25 |
| AA7050 | 5,7-6,7 | 1,9-2,6 | 2,0-2,6 | 0,1 | 0,04 | 0,06 | 0,15 | 0,15 | 0,12 |
| AA7075 | 5,1-6,1 | 2,1-2,9 | 1,2-2,0 | 0,3 | 0,18-0,28 | 0,2 | - | 0,5 | 0,4 |
| AA7093 | 8,3-9,7 | 2,0-3,0 | 1,1-1,9 | - | Ni 0,04-0,16 | | 0,2 | 0,15 | 0,12 |
| AA7178 | 6,3-7,3 | 2,4-3,1 | 1,6-2,4 | 0,3 | 0,18-0,28 | 0,2 | | 0,5 | 0,4 |

Es ist zu sehen, dass der Zinkgehalt bei den meist verwendeten Legierungen von diesem Typ zwischen 5,1 Gew.-% und 9,7 Gew.-% liegt. Trotz der hohen Löslichkeit von Zink in Aluminium (bis 70 Gew.-%) ist die Mischkristallverfestigung des Aluminiums durch dieses Element nur schwach ausgeprägt [Kam1995]. Durch Magnesium- und Kupferzusatz wird die Löslichkeit von Zink im α -Al-Mischkristall stark reduziert und dadurch die Kalt- und Warmaushärtung ermöglicht [Ost2007].

„Zum Einfluss der Legierungselemente auf mechanische Eigenschaften der AlZnMgCu-Knetlegierungen ist bekannt, dass steigende Magnesiumgehalte die Festigkeit am stärksten erhöhen. Auch Zink verbessert die Festigkeit, allerdings nicht in dem Maße wie Magnesium [Mar1972]. Kupfer verbessert sowohl die mechanischen Festigkeitswerte als auch das Spannungsrissskorrosionsverhalten, verringert aber geringfügig die allgemeine Korrosionsbeständigkeit der AlZnMgCu-Legierungen [Heu1976]. Nach [Alt1965] nehmen Dehngrenze und Zugfestigkeit durch Zusatz von bis zu 2 Gew.-% Kupfer besonders stark zu. Bei höheren Kupferzugaben ist die weitere Festigkeitssteigerung nur noch gering. Dies hängt damit zusammen, dass die Löslichkeit von Kupfer im α -Al-Mischkristall bei üblicher Lösungsglühtemperatur von 460 °C je nach den vorliegenden Zink- und Magnesiumgehalten bis maximal 2 Gew.-% ist [Alt1995]. Daher enthalten die heute in Deutschland meist verwendeten AlZnMgCu-Knetlegierungen AA7075 und AA7178 Kupfergehalte von 1,6 Gew.-% bzw. 2 Gew.-%“ [Zak2010].

Das Zn/Mg-Verhältnis hat einen entscheidenden Einfluss auf die Spannungsrissskorrosion ($SpRK$) der AlZnMgCu-Knetlegierungen. Sie erreichen die beste $SpRK$ -Beständigkeit bei einem Zn/Mg-Verhältnis zwischen 2 und 3 [Alu1998]. Als besonders ungünstig für die $SpRK$ -Lebensdauer erwies sich die Abweichung vom Optimum in Richtung eines Zink-Überschusses [Schmied1983].

Außer den Hauptlegierungselementen wird das Eigenschaftsprofil der AlZnMgCu-Knetlegierungen durch die Zusatzelemente Mangan, Chrom und Zirkonium beeinflusst. Diese Elemente dienen neben der Verbesserung der $SpRK$ -Beständigkeit zur Verhinderung der Rekristallisation [Kil1994]. Das Abschrecken der chrom- und manganhaltigen AlZnMgCu-Knetlegierungen soll nach der Entnahme aus dem Ofen möglichst schnell erfolgen. Bei verzögertem Vorgehen können nicht nur die Festigkeitswerte sondern auch die Korrosionsbeständigkeit der AlZnMgCu-Knetlegierungen beeinträchtigt werden [Alt1965]. Dieses Verhalten wird in der Literatur als Abschreckempfindlichkeit einer

Legierung bezeichnet. „Beim Abschrecken von der Lösungsglüh­temperatur mit einer Abkühlungsgeschwindigkeit kleiner als 50° C/s erleiden die chrom- und manganhaltigen AlZnMgCu-Knetlegierungen Festigkeitsverluste von bis zu 30 %. Bei einer Substitution von Chrom bzw. Mangan durch Zirkonium lassen sich zum Erreichen der erforderlichen Festigkeitswerte Abschreckgeschwindigkeiten von nur 2 °C/s verwenden“ [Mar1972].

Die Gehalte an Begleitelemente wie Eisen und Silizium sollen wegen ihrer negativen Wirkung auf die mechanischen Eigenschaften und auf die Abschreckempfindlichkeit am besten auf unter 0,15 Gew.-% begrenzt werden [Alt1965].

2.3.2 Wärmebehandlung

Der Verfestigungsmechanismus in AlZnMgCu-Legierungen basiert hauptsächlich auf einer Behinderung der Versetzungsbewegungen durch Guinier-Preston-Zonen (*GP*-Zonen) und durch metastabile Dispersoide der η' -Phase. Die Ausscheidung der Phasen aus dem übersättigten α -Al-Mischkristall kann nach [Vet2008] wie folgt dargestellt werden, Abbildung 6:

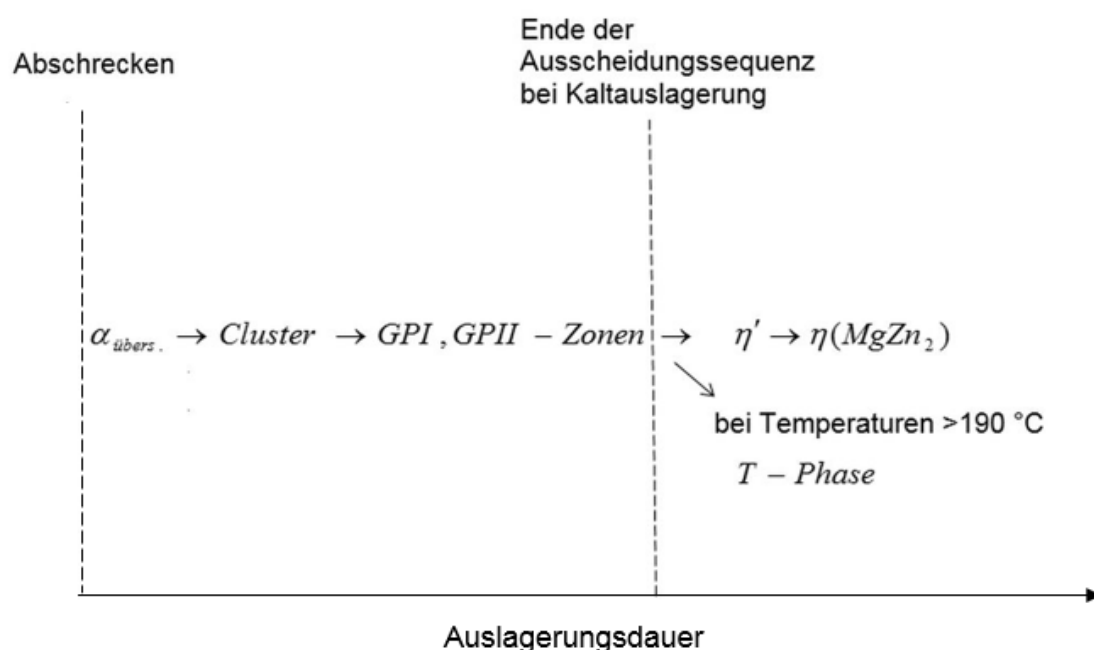


Abbildung 6. Schematische Darstellung der Ausscheidungssequenz des Systems Al-Zn-Mg-Cu [Vet2008]

Bei der Kaltaushärtung der AlZnMgCu-Knetlegierungen spielt nach derzeitigem Wissensstand die Bildung von *GP*-Zonen eine entscheidende Rolle. Man geht davon aus, dass zunächst bei der Abschreckung von der Lösungsglüh-temperatur in der Aluminiummatrix Leerstellen eingefroren werden, die leerstellenreiche Cluster bilden. Durch Wachstum von diesen Clustern entstehen die *GP*-Zonen, deren Auftreten von der Auslagerungstemperatur abhängt. „Die *GPI*-Zonen sind vollständig kohärent und werden in einem Temperaturintervall zwischen Raumtemperatur und ca. 140 °C beobachtet“ [Vet2008]. Sie enthalten sowohl Zink- und Magnesiumatome Zn/Mg=0,9 als auch Kupferatome [Sha2004]. Der Kupfergehalt in *GPI* beträgt ca. 12 at.-% und stützt die Annahme, dass Kupfer für die Bildung der *GPI*-Zone eine wichtige Rolle spielt. „Die *GPII*-Zonen bestehen aus zinkreichen Platten mit einer Dicke von ein bis zwei Atomlagen bei einem Durchmesser von 3 bis 5 nm und werden erst bei Auslagerungstemperaturen von über 60 °C beobachtet“ [Ber2001]. Mit der Auslagerungszeit wachsen die *GP*-Zonen kontinuierlich und die Festigkeit steigt auch noch nach Jahren an [Ost2007]. Abbildung 7 zeigt beispielhaft den Verlauf der Aushärtung der Legierung AlZn5,5Mg2,5Cu1,5 bei Auslagerungstemperaturen zwischen Raumtemperatur und 100 °C.

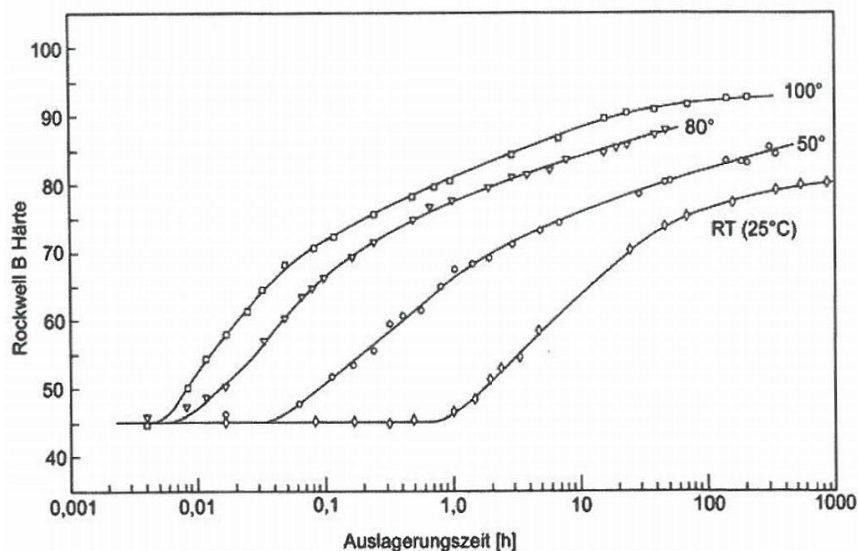


Abbildung 7. Kaltaushärtungsverlauf der Legierung EN AW-7075 bei unterschiedlichen Auslagerungstemperaturen nach Lösungsglügen 460 °C / 30 min [Ost2007]

Die Verwendung der AlZnMgCu-Knetlegierungen im Kaltaushärtungszustand wird generell nicht empfohlen, da die kaltausgehärteten Legierungen spannungsrissskorrosionsempfindlich sind und darüber hinaus zu Schichtkorrosion neigen. AlZnMgCu-Knetlegierungen werden daher ausschließlich im T6- oder T7-Wärmebehandlungszustand eingesetzt, wobei letztere Wärmebehandlung die beste Sicherheit gegen Spannungsrissskorrosion bietet [Ost2007].

Die T6- bzw. T7-Wärmebehandlungen bestehen aus einer Lösungsglühung bei hoher Temperatur, Abschrecken und anschließender Warmauslagerung. Der günstigste Lösungsglühbereich liegt zwischen 440 °C und 460 °C [Fan2006]. Hohe Festigkeitseigenschaften werden durch eine unmittelbar an das Abschrecken anschließende Warmauslagerung erreicht [Alt1965]. Dabei bildet sich bei Temperaturen zwischen 100 °C und 150 °C die metastabile, teilkohärente η' -Phase. Das Maximum der Festigkeit wird bei der Warmaushärtungstemperatur von 120 °C erhalten, siehe Abbildung 8.

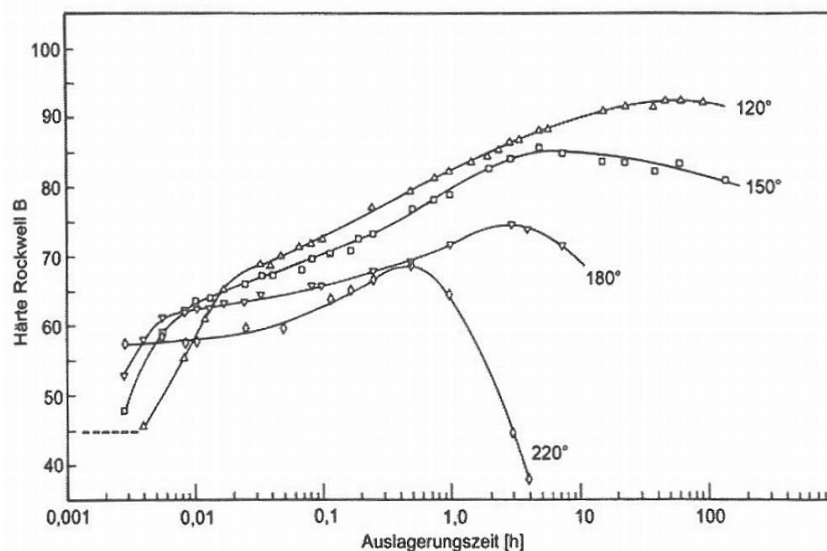


Abbildung 8. Warmaushärtungsverlauf der Legierung EN AW-7075 bei unterschiedlichen Auslagerungstemperaturen nach Lösungsglühen 460 °C / 30 min [Ost2007]

Der Mechanismus der Bildung der η' -Phase wird in der Literatur kontrovers diskutiert. Unklarheit besteht darin, ob die *GP*-Zonen oder die leerstellenreichen Cluster als Keime für diese metastabile η' -Phase dienen [Vet2008].

Bei der Überalterung im Temperaturbereich zwischen 150 °C und 300 °C (Wärmebehandlungszustand T7) bilden sich aus der η' -Phase die stabilen η - und T -Phasen, wobei die Festigkeit der AlZnMgCu-Knetlegierungen abnimmt. Diese Verschlechterung der Festigkeitswerte wird dennoch häufig in Kauf genommen, um bessere *SpRK*-Beständigkeit zu erzielen. Die erreichte Verbesserung der *SpRK*-Beständigkeit der AlZnMgCu-Knetlegierungen wird auf die Reduzierung der Zink- und Magnesiumkonzentration an den Korngrenzen durch Ausscheidung der η -Phase zurückgeführt [Kil1994]. Auch hohe Kupfergehalte in der Aluminiummatrix beschleunigen die Bildung der η -Ausscheidungen und bewirken eine bessere *SpRK*-Beständigkeit [Sch1983].

2.3.3 Erfahrungen beim Gießen der AlZnMgCu-Knetlegierungen

Höchstfeste AlZnMgCu-Legierungen werden zurzeit als Knetlegierungen verarbeitet, da diese Werkstoffe eine sehr hohe Warmrissanfälligkeit haben, was ein fehlerfreies Gießen erheblich erschwert. Aus diesem Grund gibt es in der Literatur über die mechanischen Eigenschaften der gegossenen AlZnMgCu-Legierungen und ihr Gießverhalten nur wenige Hinweise.

Patterson und Engler untersuchten in 1959 den Einfluss der Zink- und Magnesiumgehalte auf die Warmrissneigung der AlZnMgCu-Legierungen mit einem konstanten Kupfergehalt von 0,5 Gew.-% [Pat1959]. Dabei wurde das Warmrissverhalten mit der von Singler entwickelten Ringkokille (Abbildung 9) geprüft [Büh2014] und als Summe der Längen aller erkennbaren Warmrisse gemessen. Die Ergebnisse dieser Arbeit sind in Abbildung 10 dargestellt. Es

wurde festgestellt, dass die maximale Warmrissneigung bei ca. 4 Gew.-% Zink und 1,5 Gew.-% Magnesium auftritt. Höhere Zink- und Magnesiumzugaben sollen nach [Pat1959] die Warmrissneigung reduzieren.

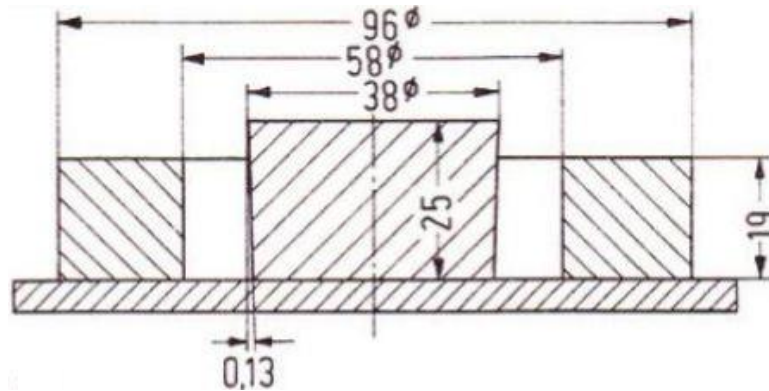


Abbildung 9. Ringkokille zur Bestimmung der Warmrissneigung nach Singer [Büh2014]

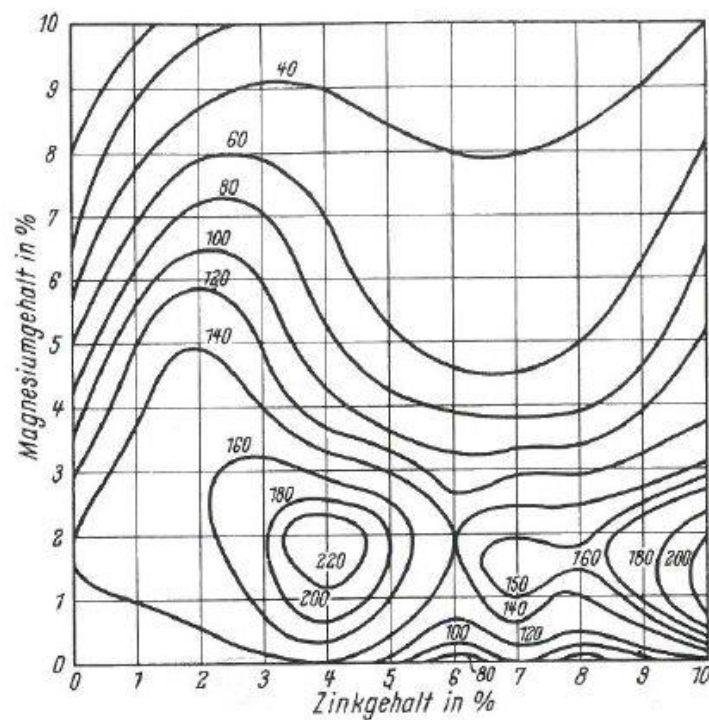


Abbildung 10. Linien gleicher Warmrisslängensummen bei den AlZnMgCu-Legierungen mit einem Kupfergehalt von 0,5 Gew.-% [Pat 1959]

Im Jahr 1966 erschienen ein sehr umfangreiches Werk von Novikov über das Warmrissverhalten von verschiedenen Nichteisenlegierungen. Es wurde unter anderem berichtet, dass die Warmrissbeständigkeit von $\text{AlZn}_4\text{Mg}_3\text{Mn}_{0,4}\text{Fe}_{0,2}$ - und $\text{AlZn}_6\text{Mg}_3\text{Mn}_{0,4}\text{Fe}_{0,2}$ -Knetlegierungen bei Kupfergehalten zwischen 0,3 und 2 Gew.-% am geringsten ist, mit zunehmender Kupferzugaben steigt sie dagegen graduell an [Nov1966]. Darüber hinaus wurde am Beispiel der Legierung mit 2,5 Gew.-% Mg und 1,5 Gew.-% Kupfer gezeigt, dass die steigenden Zinkgehalte von 3 Gew.-% bis 9 Gew.-% ebenfalls das Warmrissverhalten verbessern.

Wie bereits erwähnt, wird die Warmrissanfälligkeit erheblich vermindert, wenn an den Korngrenzen eine ausreichend große Menge an Eutektikum ausgeschieden ist. „Durch Variation des Magnesiumgehaltes von 6 bis 20 Gew.-%, des Nickelgehaltes von 0,2 bis 6 Gew.-% und des Siliziumgehaltes von 0 bis 8 Gew.-% ist es in [Wu1999] gelungen, das ternäre Eutektikum $\text{Al-Mg}_2\text{Si-NiAl}_3$ an den Korngrenzen der AlZnMgCu -Basislegierung zu erzeugen. Aufbauend auf diesen Ergebnissen wurde in [Voj2004] eine Legierung $\text{AlZn}_7\text{Mg}_7\text{Cu}_1\text{Ni}_3\text{Si}_3$ entwickelt, die dank ihrer guten gießtechnologischen Eigenschaften sogar mit der Legierung AlSi_{10} vergleichbar ist. Dafür weist die Legierung $\text{AlZn}_7\text{Mg}_7\text{Cu}_1\text{Ni}_3\text{Si}_3$ eine relativ niedrige Zugfestigkeit von 240 MPa auf und fällt somit aus der Gruppe der höchstfesten Legierungen aus“ [Zak2009]

Um der starken Warmrissneigung der AlZnMgCu -Legierungen entgegenzuwirken, können außer der Optimierung der Legierungszusammensetzung spezielle Gießverfahren wie Rheogießverfahren, Squeeze-Casting oder Sophia-Gießverfahren verwendet werden. In [Gri2008] ist es gelungen, durch die Verarbeitung der AlZnMgCu -Legierungen im teilflüssigen Zustand warmrissfreie Stufenproben mit Wandstärken von 2 mm, 5 mm und 15 mm aus der Knetlegierung $\text{AlZn}_{5,6}\text{Mg}_{2,5}\text{Cu}_{1,6}\text{Ti}_{0,2}$ herzustellen. Zielführend zeigten sich dabei die Erhöhung des Festphasenanteils auf 60 % und die Reduzierung der Kolbengeschwindigkeit auf 0,25 m/s. Durch Verwendung des Rheogieß-

verfahrens werden nach einer T6 Wärmebehandlung die Festigkeitswerte R_m von 468 MPa, $R_{p0,2}$ von 413 MPa und eine Bruchdehnung von 4,8 % erreicht.

In [Fan2010] wurde der Einfluss der Gießtemperatur auf die Gefüge und mechanische Eigenschaften einer mit dem Squeeze-Casting-Verfahren gegossenen Knetlegierung $AlZn_{5,8}Mg_{2,4}Cu_{1,7}Cr_{0,2}$ untersucht. Dieses Verfahren ermöglicht durch geregelte langsame Formfüllung und hohe Verdichtung der Gussteile am Ende der Erstarrung ein beinahe poren- und lunkerfreies Gefüge. Die mit einer optimalen Gießtemperatur von 680 °C gegossenen Zugproben zeigen im T6-Zustand eine bemerkenswert hohe Zugfestigkeit von 550 MPa und Bruchdehnung von 9,2 %.

Auch das so genannte Sophia-Gießverfahren kann nach [Ale2004] für die Verarbeitung der $AlZnMgCu$ -Knetlegierungen mit gutem Erfolg verwendet werden. Bei diesem Feingießverfahren wird die Formschale vor dem Abguss über die Liquidustemperatur der Schmelze hinaus erwärmt und nach der Formfüllung computergesteuert abgekühlt. Die gezielte Steuerung des Abkühlungsprozesses ermöglicht, dass dicke und dünne Gussteilbereiche gleichmäßig abkühlen, wodurch die Warmrissneigung reduziert wird. Das Resultat ist darüber hinaus ein homogenes und feinkörniges Gefüge mit sehr guten mechanischen Eigenschaften. Die mit dem Sophia-Gießverfahren gegossenen Proben aus der Knetlegierung $AlZn_{5,7}Mg_{2,4}Cu_{1,8}$ weisen im T6-Zustand eine Festigkeit von 490 MPa, die 0,2 %-Dehngrenze von 465 MPa und eine Bruchdehnung von 2,6 % auf [Ale2004].

Mit Blick auf die oben genannten Publikationen zur Anwendung spezieller Gießverfahren zur Verarbeitung der $AlZnMgCu$ -Knetlegierungen kann anschließend bemerkt werden, dass diese sich lediglich mit der Herstellung von Proben mit sehr einfacher Geometrie beschäftigen und keine neuen Erkenntnisse zur Wirkung der Legierungselemente auf die Warmrissneigung ermöglichen.

3 Ziele der Arbeit

Ziel dieser Arbeit ist, die höchstfesten Legierungen AlZnMgCu hinsichtlich besserer Warmrissbeständigkeit zu optimieren, um ihre Anwendung auf das Kokillengießverfahren zu erweitern. Dabei sollen die aus der Literatur bekannten, sehr hohen Festigkeitseigenschaften nicht beeinträchtigt werden, aber durch entsprechende Legierungs- und Prozessoptimierungsmaßnahmen die Warmrissneigung der AlZnMgCu-Legierungen stark reduziert werden.

In dieser Arbeit erfolgt die systematische Untersuchung des Einflusses der Hauptlegierungselemente Zink, Magnesium und Kupfer auf die Warmrissneigung unter Nutzung thermodynamischer Berechnungen. Als Kriterium für die Optimierung und Vorhersage des Warmrissverhaltens dient das *TFR*. Es werden drei unterschiedliche Methoden zur Berechnung der *TFR* auf ihre Eignung zur Vorhersage der Warmrissneigung der höchstfesten AlZnMgCu-Legierungen überprüft und ihre Aussagekraft analysiert.

Die Rolle der Restschmelzefilme bei der Bildung von Warmrissen wird durch thermodynamische Rechnungen am Beispiel der Anreicherung des Magnesiumgehalts in der Schmelze untersucht. Magnesium reduziert die Oberflächenspannung der Aluminiumschmelze und kann nach Theorie von Savaiko die Warmrissbildung bei den AlZnMgCu-Legierungen begünstigen. Darüber hinaus soll anhand der thermodynamischen Berechnungen der Erstarrungsvorgänge überprüft werden, ob andere Kriterien zur Beurteilung der Warmrissneigung als Ergänzung zu *TFR* geeignet sind, wie zum Beispiel die berechneten Mengen der eutektischen Phasen $MgZn_2$, $Al_2Mg_3Zn_3$, Al_2CuMg und Al_2Cu .

Trotz einer Vielzahl von zurzeit vorliegenden Publikationen ist immer noch offen, welcher Titangehalt in der Schmelze notwendig ist, um die beste Kornfeinung für eine effektive Vermeidung von Warmrissen in den AlZnMgCu-Legierungen zu erzielen. Daher liegt ein wichtiger Schwerpunkt dieser Arbeit

darin, die bis jetzt unbeantworteten Fragen zu den Auswirkungen der unterschiedlichen Kornfeinungsbehandlungen auf die Erstarrungsmorphologie und die resultierende Warmrissneigung der AlZnMgCu-Legierungen zu klären.

Weiterhin wird angestrebt, eine Kontrollmethode der Schmelzequalität zu entwickeln, um die Wirksamkeit der Kornfeinung der AlZnMgCu-Legierungen bereits vor dem Abguss vorherzusagen und gegebenenfalls korrigieren zu können. Hierzu sollen drei unterschiedliche Verfahren der thermischen Analyse auf ihre Eignung geprüft und die Korrelationen zwischen den aus den Abkühlungskurven ermittelten Kennwerten KF_{16} , $KF_{16}(T_L)$ sowie $(T_L - T_{DCP})$ und den erreichten Korngrößen analysiert werden.

Im Anschluss an die beschriebenen Optimierungsversuche werden die gießtechnologischen und mechanischen Eigenschaften der besten Legierungsvariante untersucht und mit denen der hochfesten Referenzlegierung AlCu4MgTi verglichen.

4 Durchführung der Untersuchungen

4.1 Arbeitsprogramm

Die in dieser Arbeit vorgenommenen Ziele sollen durch die Bearbeitung von insgesamt sieben Arbeitspaketen erreicht werden:

Arbeitspaket 1: Erstellung eines statistischen Versuchsplanes, um der Einfluss der Legierungselemente Zink, Magnesium und Kupfer auf Warmrissverhalten der AlZnMgCu-Legierungen zeit- und kosteneffizient zu untersuchen.

Arbeitspaket 2: Thermodynamische Berechnungen der Erstarrungsvorgänge bei den geplanten Legierungsvarianten

Die wichtigen Aufgaben in diesem Arbeitspaket sind:

- Berechnung der TFR nach drei verschiedenen Methoden
- Berechnung der Bildungstemperaturen der eutektischen Phasen
- Berechnung der Phasenanteile
- Thermodynamische Berechnung des Magnesiumsgehaltes in der Restschmelze

Arbeitspaket 3: Untersuchungen zum Warmrissverhalten

- Herstellung der geplanten Legierungsvarianten mit einer Zugabe von 0,4 Gew.-% AlTi5B1
- Ermittlung der Warmrisszahlen mit einer Sternkokille
- Klärung der Rolle von einzelnen eutektischen Phasen bei der Warmrissbildung durch Thermische Analyse und REM-Untersuchungen

Arbeitspaket 4: Vorhersage der Warmrissneigung über verschiedene Kriterien

- Korrelation der berechneten TFR mit den ermittelten Warmrisszahlen

- Korrelation der berechneten Phasenanteile mit den ermittelten Warmrisszahlen
- Korrelation des berechneten Magnesiumsgehaltes in der Restschmelze mit den ermittelten Warmrisszahlen

Arbeitspaket 5: Untersuchungen zum Einfluss der Kornfeinung auf das Warmrissverhalten

- Auswahl von zwei Legierungen mit stark unterschiedlichen Warmrisszahlen aufgrund der Ergebnisse aus AP 3. Dabei soll eine Legierung die beste und die andere die schlechteste Warmrissbeständigkeit aufweisen
- Durchführung von Kornfeinungsversuchen durch Zugabe von 1 Gew.-% und 2 Gew.-% Vorlegierung AlTi5B1
- Durchführung von Kornfeinungsversuchen durch kombinierte Zugabe von 0,27 Gew.-% Ti und 0,4 Gew.-% AlTi5B1
- Gefügeuntersuchungen

Arbeitspaket 6: Untersuchungen zur Eignung der Thermischen Analyse zur Kontrolle der erreichten Kornfeinung

- Durchführung der Thermischen Analyse mit drei verschiedenen Auswertemethoden.
- Prüfung der ermittelten Kennwerte KF16, KF16(TL) und (TL-TDCP) auf ihre Eignung zur Kontrolle der Kornfeinungswirksamkeit

Arbeitspaket 7: Darstellung des Potentials der besten Legierung für die Anwendung im Kokillengießverfahren durch Vergleich mit der Referenzlegierung AlCu4MgTi

Zur Bewertung des Verhaltens von beiden Legierungen werden die mechanischen und gießtechnologischen Eigenschaften verwendet.

4.2 Erstellung eines statistischen Versuchsplanes

Die Auswahl der Legierungszusammensetzungen für diese Arbeit erfolgt basierend auf den Ergebnissen der eigenen Untersuchungen zum Einfluss der Legierungselemente Zink, Magnesium und Kupfer auf die mechanischen und gießtechnologischen Eigenschaften der AlZnMgCu-Legierungen [Zak2009; Zak2010]. Die Tabelle 3 zeigt die Faktoren und die Faktorstufen der geplanten Gießversuche. Für die geplanten Untersuchungen wird ein vollfaktorieller Versuchsplan gewählt, der insgesamt acht Gießversuche beinhaltet. Die gewählte Variation der Gehalte an Legierungselementen ermöglicht einerseits, maximal hohe Festigkeitseigenschaften zu erreichen, und andererseits, die Einflüsse der Legierungselemente auf die Erstarrungsvorgänge, Phasenbildung und Warmrissverhalten der AlZnMgCu-Legierungen zu untersuchen. Darüber hinaus entsprechen die gewählten Gehalte an Legierungselementen den zurzeit meist verbreiteten industriell gefertigten AlZnMgCu-Knetlegierungen.

Tabelle 3. Variation der Legierungselemente bei geplanten Versuchen

| Faktoren | Faktorstufen, Gew.-% |
|----------|----------------------|
| Zn | 6,8; 8,0 |
| Mg | 2,6; 3,4 |
| Cu | 1,6; 2,6 |

4.3. Methoden zur Berechnung des Teminal Freezing Range

„Die Berechnungen der TFR erfolgten mit dem Programm Pandat [Che2002] und der Datenbank PanAl8_a nach dem Scheil-Gulliver-Modell. Vor dem Hintergrund, dass es zurzeit noch keine Einigung gibt, auf welchen Festphasenanteil das TFR genau bezogen werden soll, um die beste Korrelation zwischen den berechneten TFR und den gemessenen Warmrisszahlen zu ermöglichen, wurden in dieser Arbeit drei verschiedene Methoden zur Berechnung des TFR auf ihre Eignung für eine möglichst genaue Vorhersage des Warmrissverhaltens der AlZnMgCu-Legierungen untersucht, Tabelle 4. Abbildung 11 zeigt ein Beispiel zur Berechnung des $TFR_{0,88/0,98}$ aus dem simulierten Verlauf des Festphasenanteils in Abhängigkeit von der Temperatur“ [Zak2013].

Tabelle 4. Methoden zur Berechnung der TFR

| Variante | Festphasenanteile im TFR | Literaturquelle |
|---------------------|----------------------------|-----------------|
| $TFR_{0,88/0,98}$ | von 0,88 bis 0,98 | [Dju2006] |
| $TFR_{0,950/0,995}$ | von 0,950 bis 0,995 | [Sta2012] |
| $TFR_{0,900/0,995}$ | von 0,900 bis 0,995 | diese Arbeit |

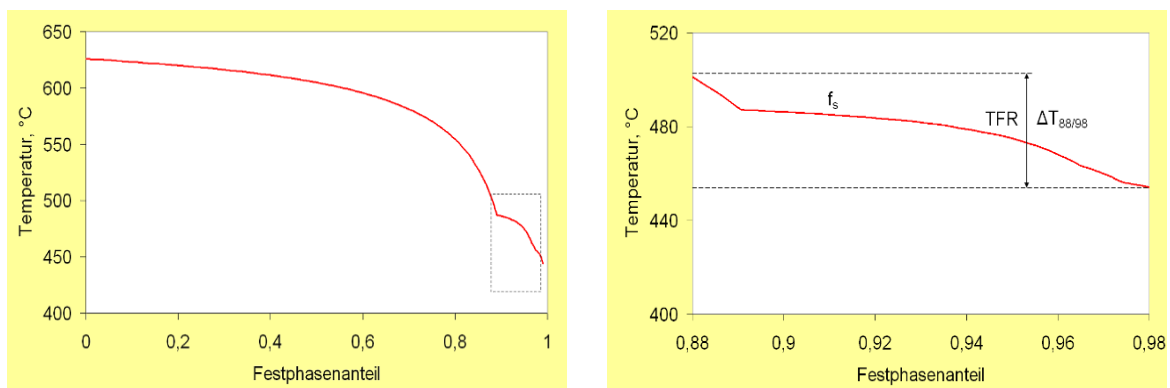


Abbildung 11. Berechnung des $TFR_{0,88/0,98}$ nach [Dju2006]

4.4 Herstellung der untersuchten Legierungen

Als Basiswerkstoff zur Herstellung der Legierungen diente die Castadur-50 mit einem freien Titangehalt von 0,02 Gew.-% (Tabelle 5), die je nach Bedarf mit Reinmagnesium, Reinzink und Reinkupfer nachgattiert wurde.

Tabelle 5. Chemische Zusammensetzung der Basislegierung Castadur-50

| Element | Zn | Mg | Mn | Cr | Fe | Si | Ti |
|---------|-----|-----|-----|-----|------|------|------|
| Gew.-% | 5,0 | 0,5 | 0,1 | 0,3 | 0,08 | 0,09 | 0,02 |

Die Versuchsschmelzen wurden in einem Widerstandsofen mit einem Fassungsvermögen von 3 kg erstellt und auf eine Gießtemperatur von 740 °C erhitzt. Die Reinigung der Schmelze erfolgte durch Ar-Spülung mittels eines Spülsteins, Abbildung 12. Die Dauer der Entgasung betrug 15 Minuten.

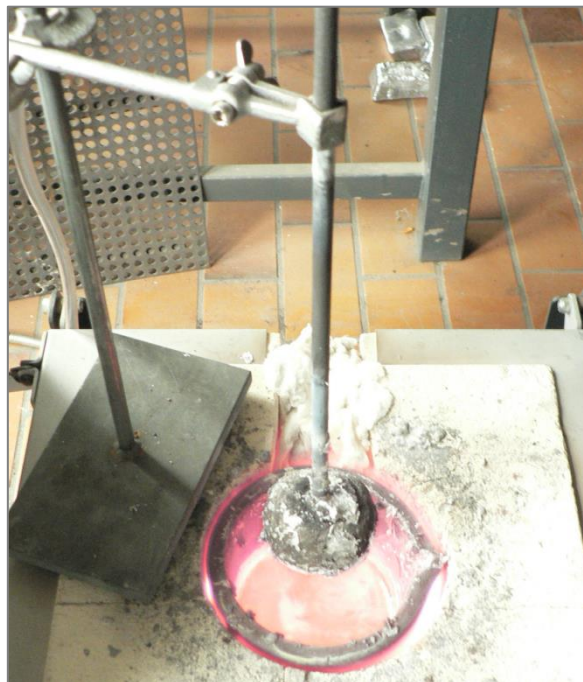


Abbildung 12. Spülstein und Aluminiumschmelze nach dem Reinigungsprozess

Der Gasgehalt der Schmelze wurde mit der Dichte-Index-Prüfmethode bewertet. In allen Versuchen wurde der gewünschte Dichte-Index von unter 1 % erzielt.

Die chemische Zusammensetzung der untersuchten Legierungen vor der Kornfeinungszugabe zeigt die Tabelle 6.

Tabelle 6. Chemische Zusammensetzung der untersuchten Legierungen, Gew.-%

| Legierung | Zn | Mg | Cu | Mn | Cr | Fe | Si | Ti |
|-------------------|------|------|------|------|------|------|------|------|
| AlZn6,8Mg3,4Cu1,6 | 6,82 | 3,43 | 1,63 | 0,09 | 0,23 | 0,08 | 0,09 | 0,02 |
| AlZn6,8Mg2,6Cu1,6 | 6,80 | 2,61 | 1,61 | 0,08 | 0,23 | 0,07 | 0,09 | 0,02 |
| AlZn8,0Mg3,4Cu1,6 | 8,10 | 3,45 | 1,59 | 0,07 | 0,23 | 0,08 | 0,09 | 0,02 |
| AlZn8,0Mg2,6Cu1,6 | 8,05 | 2,64 | 1,62 | 0,09 | 0,21 | 0,08 | 0,08 | 0,02 |
| AlZn6,8Mg3,4Cu2,6 | 6,82 | 3,37 | 2,63 | 0,07 | 0,22 | 0,07 | 0,08 | 0,02 |
| AlZn8,0Mg3,4Cu2,6 | 7,97 | 3,39 | 2,62 | 0,07 | 0,23 | 0,08 | 0,09 | 0,02 |
| AlZn6,8Mg2,6Cu2,6 | 6,81 | 2,57 | 2,58 | 0,09 | 0,21 | 0,08 | 0,09 | 0,02 |
| AlZn8,0Mg2,6Cu2,6 | 8,10 | 2,63 | 2,61 | 0,08 | 0,22 | 0,08 | 0,08 | 0,02 |

Die Kornfeinung erfolgte nach der Entgasung mit einer Zugabe von 0, 4 Gew.-% der AlTi5B1-Drahtvorlegierung. Diese Zugabemenge ermöglicht, bei allen durchgeführten Versuchen einen für die Kornfeinung nach [Eas1999-Part 2] optimalen Wert des freien Titangehaltes von 0,04 Gew.-% zu erreichen. Die Haltezeit der Schmelze nach der Zugabe der Kornfeinungsmittel beträgt 10 Minuten.

4.5 Probenherstellung und Analyseverfahren

4.5.1 Untersuchungen der Warmrissneigung

„Für die Untersuchungen der Warmrissneigung wurde eine auf 300 °C erhitzte Sternkokille verwendet, Abbildung 13. Die Warmrissneigung wurde durch Auswertung der auftretenden Risse bzw. abgerissenen Stäbe nach folgendem Schema beurteilt [Sig2003]:

| | |
|------------------------------------------------|---------------|
| Anzahl der völlig abgerissenen Stäbe | x Faktor 1 |
| Anzahl der umlaufenden Risse | x Faktor 0,75 |
| Anzahl der gut sichtbaren Risse | x Faktor 0,5 |
| Anzahl der Haarrisse (nur mit Lupe erkennbar) | x Faktor 0,25 |



Abbildung 13. Sternkokille zur Prüfung der Warmrissneigung

Die Warmrisszahl (WRZ) ergibt sich dann aus der Summe aller Risse multipliziert mit ihrem jeweiligen Faktor. Für jede Versuchslegierung wurde an jeweils fünf abgegossenen Probekörpern die Warmrisszahl bestimmt und ein Mittelwert gebildet“ [Zak2013].

4.5.2 Untersuchung des Fließvermögens

„Das Fließvermögen wurde anhand einer Spiralprobe untersucht. Dabei wurde die Schmelze in eine auf 100 °C erwärmte Aluminiumkokille gegossen, Abbildung 14. Die Länge der Spiralprobe wurde vom Einguss bis zum Ende des Gussstückes an der äußeren Kante gemessen“ [Zak2009]. Die geringe Kokillentemperatur von 100 °C ermöglichte die Temperaturbeanspruchung der Spiralkokille in Grenzen zu halten.



Abbildung 14. Spiralkokille zur Prüfung des Fließvermögens

4.5.3 Untersuchung des Lunkerverhaltens

„Zur Untersuchung des Lunkerverhaltens wurde die Schmelze in eine auf 300 °C erwärmte TATUR-Kokille aus Stahl gegossen, Abbildung 15.

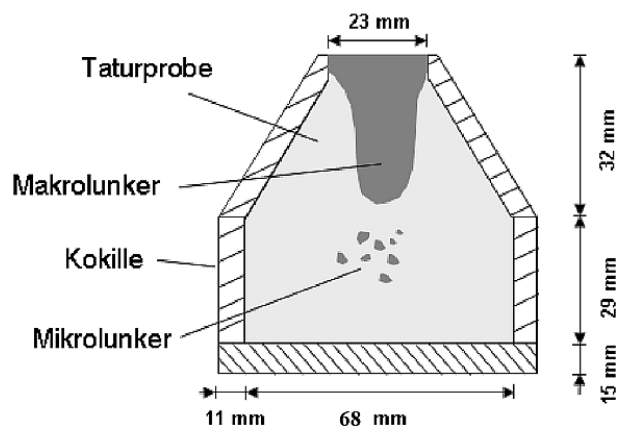


Abbildung 15. Schematische Darstellung der TATUR-Kokille und TATUR-Probe

Für die Ausmessungen der Makrolunker wurden je drei TATUR-Proben pro Legierungszusammensetzung in der Mitte zersägt und mit einem Bildanalyseprogramm ausgewertet“ [Zak2009]. Da sich der Anteil der Mikroporositäten nicht präzise mittels der optischen Methode bestimmen ließ, wurde dieser aus dem Dichteunterschied zwischen der theoretischen Dichte der untersuchten Legierung und der Dichte der TATUR-Proben ermittelt. Die Dichte wurde nach dem Prinzip von Archimedes bestimmt.

4.5.4 Untersuchung der mechanischen Eigenschaften

Zur Untersuchung der mechanischen Eigenschaften wurden die Legierungen in eine auf 300 °C vorgewärmte Stabkokille nach DIN 29531 gegossen, Abbildung 16. Diese Kokille bildet die Form eines Stabes mit der Länge von 250 mm ab, auf dem ein Speiser angesetzt ist, der den gesamten Stabbereich während der Erstarrung ausreichend mit Schmelze versorgt und somit eine gute Gussqualität sicherstellt [Roc2008].



Abbildung 16. Kokille zur Herstellung von Probestäben

Die gegossenen Stabproben wurden nach T7 wärmebehandelt und zu Zugproben der Form B 6x30 mm nach DIN 50125 (Probendurchmesser $d_0=6$ mm und Anfangsmesslänge $L_0=30$ mm) mechanisch bearbeitet. Die verwendeten Parameter der Wärmebehandlung sind in Tabelle 7 gegeben.

Tabelle 7. Wärmebehandlung der Proben aus den Versuchslegierungen

| Lösungsglühen | Abschrecken | Warmauslagern |
|---------------|----------------|----------------------------------|
| 460 °C / 10 h | Wasser / 20 °C | 110 °C / 8 h danach 160 °C / 8 h |

Die Bestimmung der mechanischen Eigenschaften erfolgte in Zugversuchen nach DIN EN ISO 6892 bei Raumtemperatur“ [Zak2009].

4.5.5 Metallographische Untersuchungen

Die Metallographische Untersuchungen erfolgten an gegossenen Sternproben und umfassten REM-Untersuchungen der Warmrissflächen (Probe 1) und lichtmikroskopische Untersuchungen der Schliffe aus der Mitte des längsten abgerissenen Arms (Probe 2), Abbildung 17.

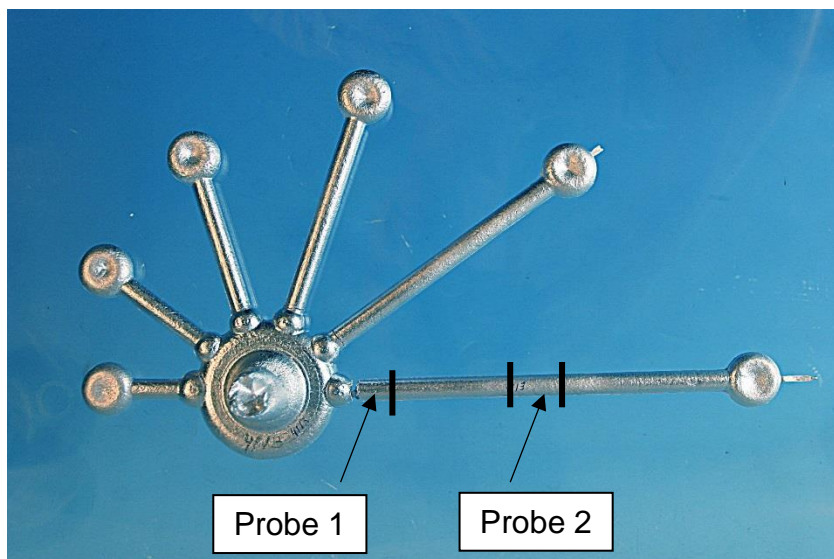


Abbildung 17. Entnahmestellen der Proben für REM-Untersuchungen der Warmrissflächen (Probe 1) und für die lichtmikroskopischen Untersuchungen (Probe 2)

Zur Bestimmung der mittleren Korngröße wurden die ausgeschnittenen Proben mit SiC-Schleifpapier der Körnungen 320, 500, 800, 1000 unter Wasserkühlung geschliffen. Des Weiteren wurden die Proben mit Diamantsuspensionen mit einer Partikelgröße von 3 µm und 1 µm poliert. Die gefertigten Schliffe wurden

mit einer Dix-Keller-Ätzlösung (95 ml destilliertes Wasser, 2,5 ml 65-%ige Salpetersäure, 1,5 ml 32-%ige Salzsäure, 1 ml 40-%ige Flusssäure) für sechs bis neun Sekunden geätzt. Die Bestimmung der mittleren Korngrößen erfolgte über das Linienschnittverfahren. Die Messungen erfolgten für jede Probe an jeweils fünf Stellen mit einer Gesamtanzahl von mindestens 250 Schnittpunkten. Die geraden Messlinien wurden in vier verschiedenen Orientierungsrichtungen (eine längs, eine quer und zwei diagonal) angeordnet, um die Ergebnisse wegen der möglichen Kornstreckung nicht zu beeinträchtigen. Die mittlere Korngröße ergibt sich aus der Gesamtlänge der Linien dividiert durch Anzahl aller geschnittenen Körner.

Zur Bestimmung der chemischen Zusammensetzung der Phasen sowie zur Untersuchung der Warmrissflächen wurde ein Rasterelektronenmikroskop CamScan 44 verwendet, das mit einem EDX-Zusatz ausgestattet ist.

4.5.6 Thermische Analyse

In dieser Arbeit wurden drei unterschiedliche Verfahren auf ihre Eignung zur Überwachung der Kornfeinung bei den AlZnMgCu-Legierungen untersucht. Beim ersten Verfahren wird ein Parameter KF16 bestimmt, der ein Maß für den Keimzustand der Schmelze darstellt [Men1992]. Die Kenngröße KF16 bezeichnet eine Temperaturdifferenz, die während der Primärkristallisation innerhalb von 16 Sekunden ermittelt wird. Der erste Referenzpunkt für die Ermittlung der Temperaturdifferenz ist die Temperatur T_1 , Abbildung 18. Diese Temperatur entspricht dem Zeitpunkt t_1 , bei dem die Abkühlungsgeschwindigkeit von 2 K/s unterschritten wird. Ausgehend von dieser Temperatur wird die nach weiteren 16 Sekunden vorliegende Temperatur T_2 ermittelt und eine Temperaturdifferenz errechnet, die den KF16-Wert ergibt: $KF16 = T_1 - T_2$. Mit steigenden KF16-Werten nimmt die Korngröße ab. Die Messung der jeweiligen Temperaturen erfolgt in der Mitte des Stahltiegels.

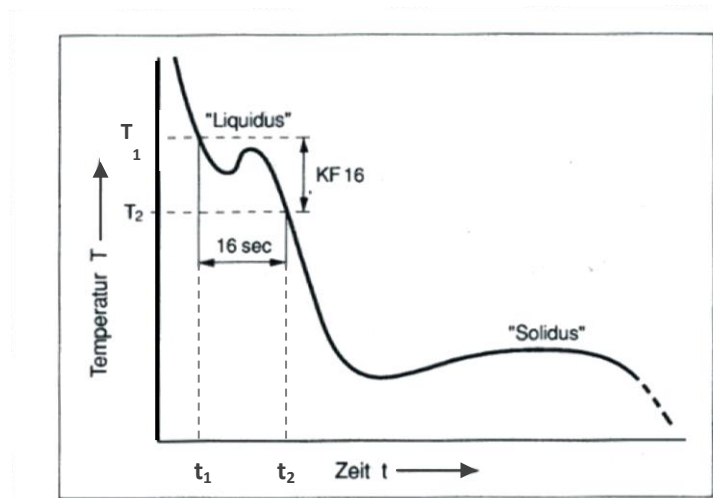


Abbildung 18. Definition der Kenngröße KF16 [Men1992]

Das Verfahren KF16 beschränkt sich derzeit auf die AlSiCu- und AlSiMg-Legierungen, für die bereits die Richtreihen zwischen den gemessenen Kennwerten KF16 und den erreichten Korngrößen bekannt sind [Men1992]. Nachteilig ist dabei, dass es bisher keinen physikalischen Hintergrund für die bei diesem Verfahren verwendete Definition des ersten Referenzpunktes gibt.

In dieser Arbeit wurde das bekannte Verfahren KF16 [Men1992] weiterentwickelt, in dem als erster Referenzpunkt die Liquidustemperatur genommen wird. Ausgehend von dieser Temperatur wird die nach einer Zeitspanne von 16 Sekunden auftretende zweite Referenztemperatur ermittelt und aus diesen Werten die Temperaturdifferenz $KF16(T_L)$ gebildet. Dieser Verbesserungsvorschlag beruht auf der Tatsache, dass durch eine gelungene Kornfeinung der Beginn der Primärkristallisation zu höheren Temperaturen verschoben wird. Es ist somit zu erwarten, dass eine verbesserte Kornfeinung zur Erhöhung der Kennwerte $KF16(T_L)$ führt.

Die Liquidustemperatur wird bei dem in dieser Arbeit vorgeschlagenen Verfahren $KF16(T_L)$ mit Hilfe der ersten Ableitung der Abkühlungskurve in der Mitte des Stahlriegels bestimmt, Abbildung 15.

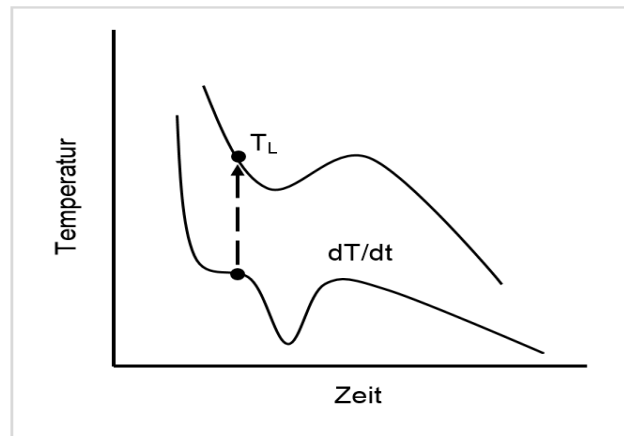


Abbildung 19. Methode zur Ermittlung der Liquidustemperatur nach [Bäc1990]

Beim dritten Verfahren wird zur Überwachung der Kornfeinungswirkung die Thermische Analyse mit zwei Thermoelementen verwendet und die Dendritenkohärenztemperatur (T_{DCP}) während der Abkühlung der Schmelzen entsprechend der Darstellung in [Bäc1990, Vel2000] bestimmt. Als Dendritenkohärenzpunkt (DCP) wird eine Temperatur bei der Erstarrung von Schmelzen bezeichnet, an der sich die wachsenden Kristalle berühren und in ihrer Bewegung gegenseitig behindern. Die Methode zur Bestimmung der Dendritenkohärenztemperatur beruht auf dem Hintergrund, dass die Wärmeleitfähigkeit während der Erstarrung mit zunehmendem Anteil an fester Phase steigt. Da die Erstarrung von der Tiegelwand aus voranschreitet, ist die Abkühlungsgeschwindigkeit an diesem Ort höher als in der Mitte des Tiegels. Erst wenn sich die wachsenden Kristalle der α -Al-Mischkristallphase berühren, werden sich die Abkühlungskurven an der Tiegelwand und in der Mitte des Tiegels immer weiter angleichen.

Die Dendritenkohärenztemperatur wird ermittelt, indem die von zwei Thermoelementen aufgenommenen Abkühlungskurven – eine an der Innenwand und die andere in der Mitte des Tiegels – eine Temperaturdifferenzkurve erstellt wird. Der Dendritenkohärenzpunkt befindet sich an der Stelle, an der die Temperaturdifferenzkurve ein erstes Minimum aufweist, Abbildung 20.

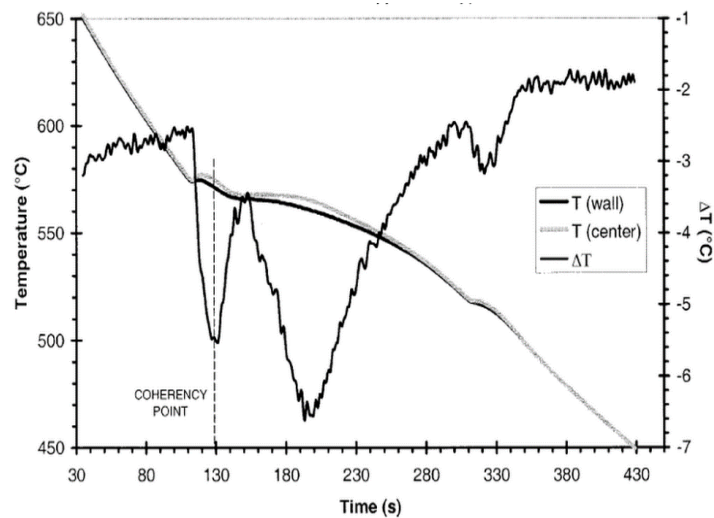


Abbildung 20. Ermittlung des Dendritenkohärenzpunktes [Vel2000]

Bei diesem Verfahren wird zur Kontrolle der Kornfeinung die bekannte Tatsache genutzt, dass eine höhere Temperaturdifferenz zwischen der Liquidustemperatur und der Dendritenkohärenztemperatur ($T_L - T_{DCP}$) ein Indiz für eine bessere Kornfeinung ist [Mal2009]. In dieser Publikation wurde die Korrelation zwischen erreichter Kornfeinung und dem Parameter ($T_L - T_{DCP}$) am Beispiel der Legierungen AlSiCu nachgewiesen. Die Anwendung der Thermischen Analyse mit zwei Thermoelementen zur Kontrolle der Kornfeinungswirksamkeit bei anderen Legierungssystemen ist zurzeit nicht bekannt.

Der verwendete Messaufbau bei allen Versuchen besteht aus einem Tiegelhalter für ein handelsübliches Thermoanalysegerät TA-100 und dem dazugehörigen auf eine Temperatur von 300 °C vorgeheizten Stahltiegel mit Fassungsvermögen von 80 g.

Die mit Hilfe der Thermischen Analyse ermittelten Kennwerte KF16, KF16(T_L) bzw. ($T_L - T_{DCP}$) wurden an jeweils drei abgegossenen Probekörpern bestimmt und ein Mittelwert gebildet.

5 Ergebnisse und Diskussion

5.1 Warmrissverhalten der untersuchten AlZnMgCu-Legierungen

„In Tabelle 8 sind die Mittelwerte der Warmrisszahlen sowie ihre Standardabweichungen für die acht untersuchten Legierungen angegeben.“

Tabelle 8. Warmrissverhalten der untersuchten Legierungen

| Legierung | Bezeichnung | Warmrisszahl | Standard-abweichung |
|-----------|-------------------|--------------|---------------------|
| 1 | AlZn6,8Mg3,4Cu1,6 | 3,3 | 0,27 |
| 2 | AlZn6,8Mg2,6Cu1,6 | 3,2 | 0,24 |
| 3 | AlZn8,0Mg3,4Cu1,6 | 3,1 | 0,23 |
| 4 | AlZn8,0Mg2,6Cu1,6 | 2,5 | 0,21 |
| 5 | AlZn6,8Mg3,4Cu2,6 | 2,7 | 0,17 |
| 6 | AlZn8,0Mg3,4Cu2,6 | 2,7 | 0,21 |
| 7 | AlZn6,8Mg2,6Cu2,6 | 1,5 | 0,16 |
| 8 | AlZn8,0Mg2,6Cu2,6 | 1,5 | 0,18 |

Es ist ersichtlich, dass die untersuchten Gusswerkstoffe nach ihrer Warmrissneigung in drei Gruppen unterteilt werden können. Zur ersten Gruppe gehören die Legierungen 1 bis 3, die das schlechteste Warmrissverhalten (WRZ von ca. 3,2) aufweisen. Die zweite Gruppe bilden die Legierungen 4 bis 6 mit leicht besseren Warmrisszahlen von etwa 2,6. Die dritte Gruppe enthält die Legierungen 7 und 8 mit der besten Warmrissbeständigkeit (WRZ von 1,5)“ [Zak2013].

5.2 Korrelation der berechneten TFR mit der ermittelten Warmrisszahlen

Die Ergebnisse der thermodynamischen Berechnungen der $TFR_{0,88/0,98}$ mit dem Scheil-Gulliver-Modell stellt Tabelle 9 dar.

Tabelle 9. Ergebnisse der Berechnung der $TFR_{0,88/0,98}$

| Legierung | $T_{fs=0,88}$, °C | $T_{fs=0,98}$, °C | $TFR_{0,88/0,98}$, °C |
|-------------------|--------------------|--------------------|------------------------|
| AlZn6,8Mg3,4Cu1,6 | 498 | 454 | 44 |
| AlZn6,8Mg2,6Cu1,6 | 521 | 479 | 42 |
| AlZn8,0Mg3,4Cu1,6 | 490 | 458 | 32 |
| AlZn8,0Mg2,6Cu1,6 | 513 | 487 | 26 |
| AlZn6,8Mg3,4Cu2,6 | 487 | 464 | 23 |
| AlZn8,0Mg3,4Cu2,6 | 489 | 471 | 18 |
| AlZn6,8Mg2,6Cu2,6 | 498 | 481 | 17 |
| AlZn8,0Mg2,6Cu2,6 | 491 | 479 | 12 |

In der Abbildung 21 wurden die berechneten $TFR_{0,88/0,98}$ den experimentell bestimmten Warmrisszahlen gegenübergestellt.

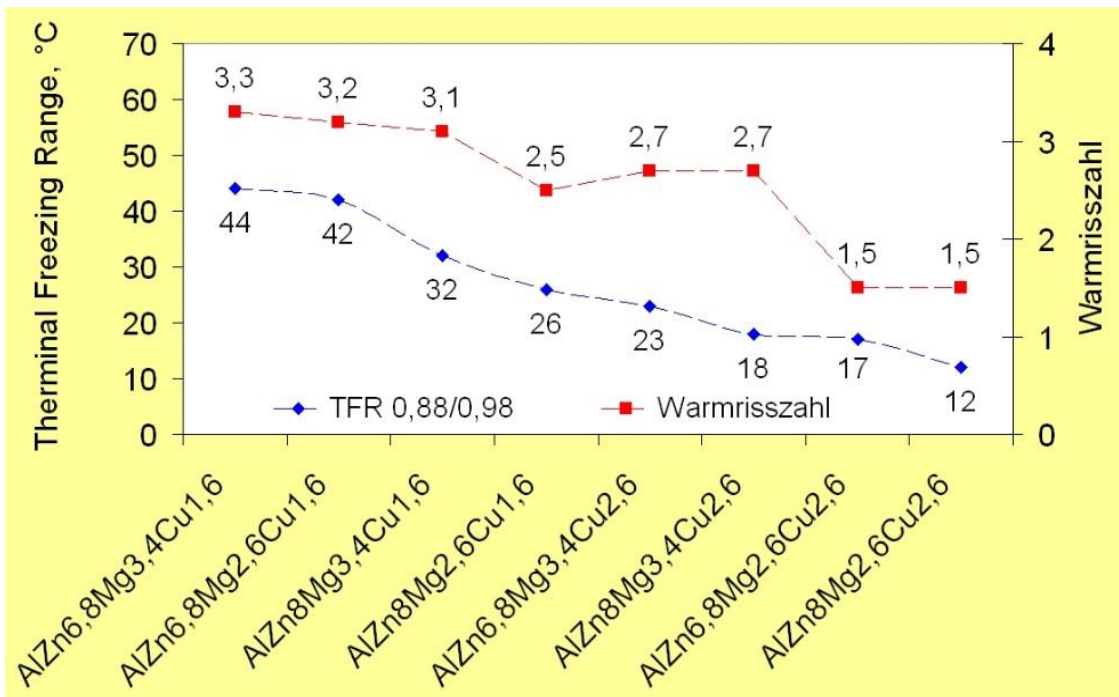


Abbildung 21. Zusammenhang zwischen den $TFR_{0,88/0,98}$ und den ermittelten Warmrisszahlen für die untersuchten Legierungen

„Es ist ersichtlich, dass das Warmrissverhalten der untersuchten Legierungen nicht durch die berechneten $TFR_{0,88/0,98}$ wiedergegeben werden kann. Dies wird insbesondere durch die erheblichen Unterschiede im Warmrissverhalten der Legierungen AlZn8Mg3,4Cu2,6 ($TFR_{0,88/0,98}$ von 18) und AlZn6,8Mg2,6Cu2,6 ($TFR_{0,88/0,98}$ von 17) deutlich. Des Weiteren konnte angesichts der großen Differenz zwischen den berechneten $TFR_{0,88/0,98}$ bei den Legierungen AlZn8Mg2,6Cu1,6 ($TFR_{0,88/0,98}$ von 26) und AlZn8Mg3,4Cu2,6 ($TFR_{0,88/0,98}$ von 18) erwartet werden, dass die Legierung AlZn8Mg3,4Cu2,6 eine bessere Warmrissbeständigkeit besitzen würde, jedoch liegen die Warmrisszahlen der beiden Legierungen sehr nah beieinander“ [Zak2013].

Die schlechte Eignung des $TFR_{0,88/0,98}$ zur Vorhersage der Warmrissneigung der AlZnMgCu Legierungen kann darauf zurückgeführt werden, dass bei dieser Methode der letzte Zeitpunkt der Erstarrung mit 0,98 Festphasenanteil zu früh definiert ist, wodurch die Wirkung der zuletzt gebildeten $S - (Al_2CuMg)$ - und $\theta - (Al_2Cu)$ -Phasen (Tabelle 10) auf das TFR unberücksichtigt bleibt, diese jedoch das Warmrissverhalten entscheidend beeinflussen, Abbildung 22.

Tabelle 10. Berechnete Bildungstemperaturen der eutektischen Phasen

| Legierung | Bildungstemperatur, °C | | | |
|-------------------|----------------------------------|-------------------------------------------------------------|---------------------------------|------------------------------------|
| | $\eta -$ (MgZn ₂) | $T -$ (Al ₂ Mg ₃ Zn ₃) | $S -$ (Al ₂ CuMg) | $\theta -$ (Al ₂ Cu) |
| AlZn6,8Mg3,4Cu1,6 | 487 | 463 | 456 | - |
| AlZn6,8Mg2,6Cu1,6 | 492 | 456 | 457 | - |
| AlZn8,0Mg3,4Cu1,6 | 490 | 468 | 456 | - |
| AlZn8,0Mg2,6Cu1,6 | 493 | 457 | 455* | - |
| AlZn6,8Mg3,4Cu2,6 | 488 | 456 | 476 | - |
| AlZn8,0Mg3,4Cu2,6 | 490 | 456 | 475 | - |
| AlZn6,8Mg2,6Cu2,6 | 490 | - | 481 | 471 |
| AlZn8,0Mg2,6Cu2,6 | 491 | - | 473 | 472 |

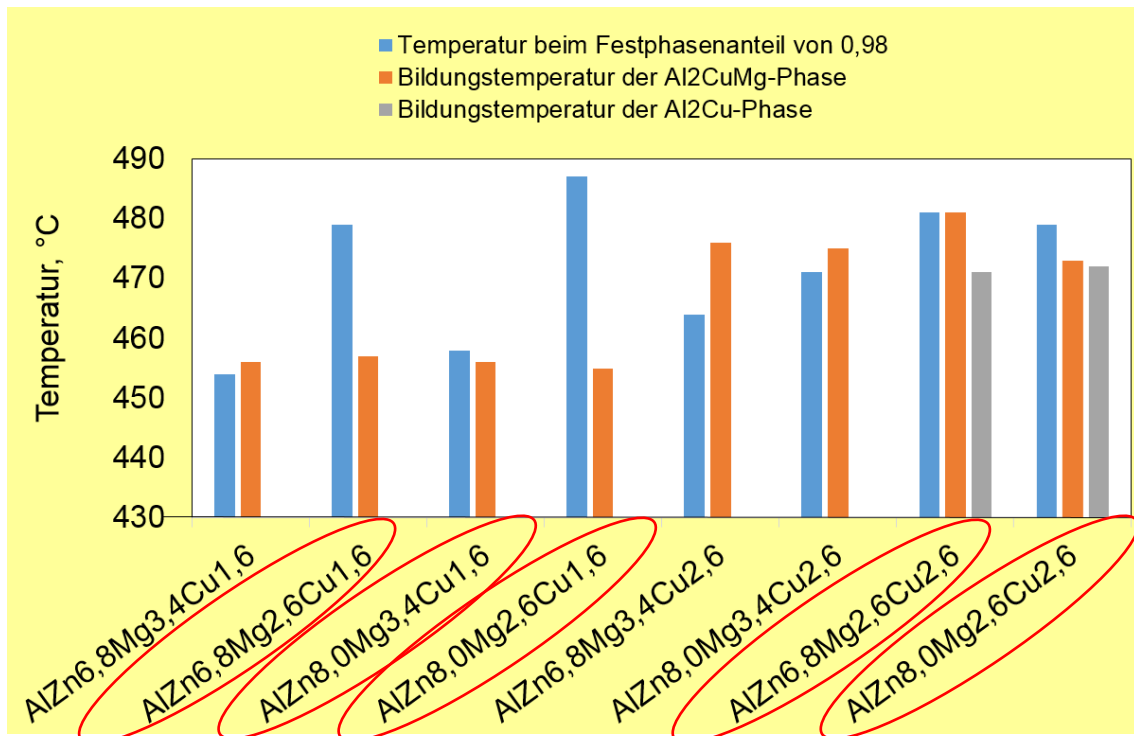


Abbildung 22. Vergleich der Bildungstemperaturen der Al₂CuMg- und Al₂Cu-Phasen mit der Temperatur der Schmelze mit dem Festphasenanteil von 0,98

Es ist zu sehen, dass bei den mit rot markierten Legierungen, die berechneten Bildungstemperaturen der $S - (Al_2CuMg)$ - und $\theta - (Al_2Cu)$ -Phasen kleiner als Temperaturen der Schmelzen mit Festphasenanteil von 0,98 sind, was die schlechte Eignung des $TFR_{0,88/0,98}$ zur Vorhersage der Warmrissneigung der AlZnMgCu Legierungen erklärt.

Die Korrelationen zwischen den berechneten TFR und den gemessenen Warmrisszahlen kann durch eine Erweiterung des für die Warmrissbildung relevanten Bereiches am Ende der Erstarrung von 0,98 auf 0,995 des Festphasenanteils verbessert werden. Dies wird bei der Betrachtung der Abbildungen 23 und 24 deutlich.

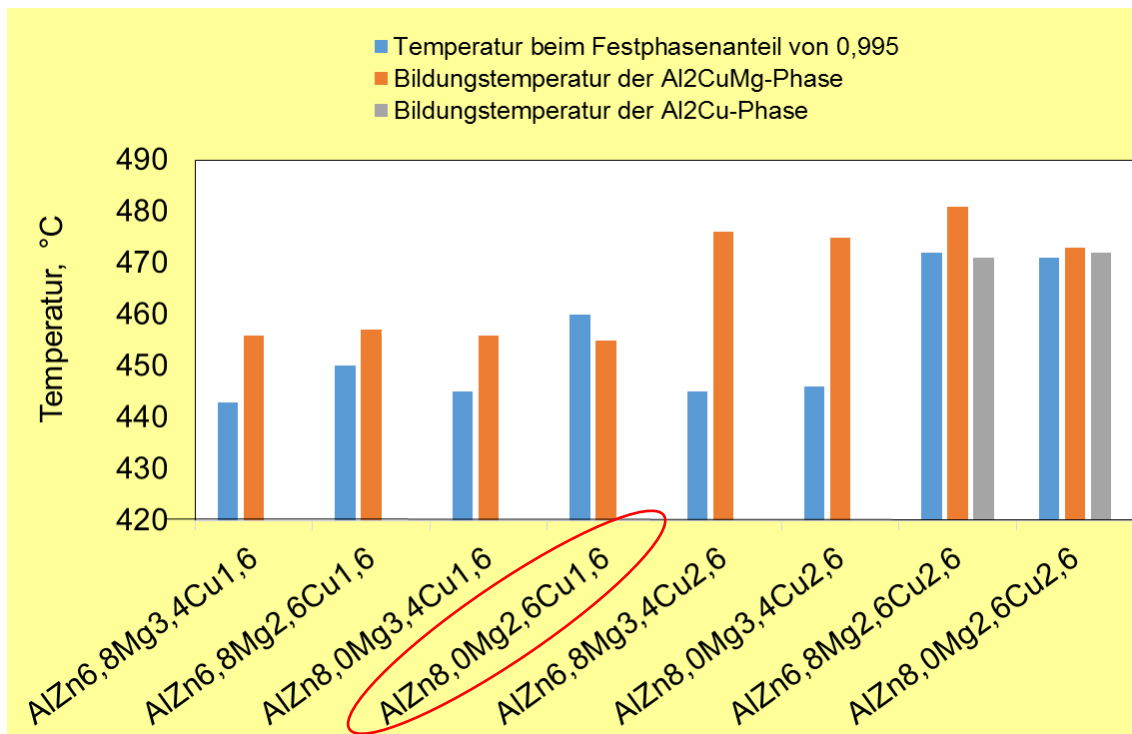


Abbildung 23. Vergleich der Bildungstemperaturen der Al₂CuMg- und Al₂Cu-Phasen mit der Temperatur der Schmelze mit dem Festphasenanteil von 0,995

Der Vergleich der für die Berechnung von $TFR_{0,900/0,995}$ relevanten Temperaturen $T_{fs=0,995}$ mit den berechneten Ausscheidungstemperaturen der zuletzt erstarrenden eutektischen δ -(Al₂CuMg)- und θ -(Al₂Cu)-Phasen (Abbildung 23) zeigt, dass die Ausscheidungstemperaturen dieser Phasen bei allen Legierungsvarianten außer der Legierung AlZn8Mg2,6Cu1,6 höher sind als die Temperaturen $T_{fs=0,995}$, was im Endeffekt zur besseren Korrelation zwischen dem $TFR_{0,900/0,995}$ und der Warmrissneigung der untersuchten AlZnMgCu Legierungen führt, Abbildung 24.

Tabelle 11. Ergebnisse der Berechnung der $TFR_{0,950/0,995}$

| Legierung | $T_{fs=0,950}, ^\circ C$ | $T_{fs=0,995}, ^\circ C$ | $TFR_{0,950/0,995}, ^\circ C$ |
|-------------------|--------------------------|--------------------------|-------------------------------|
| AlZn6,8Mg3,4Cu1,6 | 475 | 443 | 32 |
| AlZn6,8Mg2,6Cu1,6 | 489 | 450 | 39 |
| AlZn8,0Mg3,4Cu1,6 | 479 | 445 | 34 |
| AlZn8,0Mg2,6Cu1,6 | 492 | 460 | 32 |
| AlZn6,8Mg3,4Cu2,6 | 480 | 445 | 35 |
| AlZn8,0Mg3,4Cu2,6 | 484 | 446 | 38 |
| AlZn6,8Mg2,6Cu2,6 | 486 | 472 | 14 |
| AlZn8,0Mg2,6Cu2,6 | 487 | 471 | 16 |

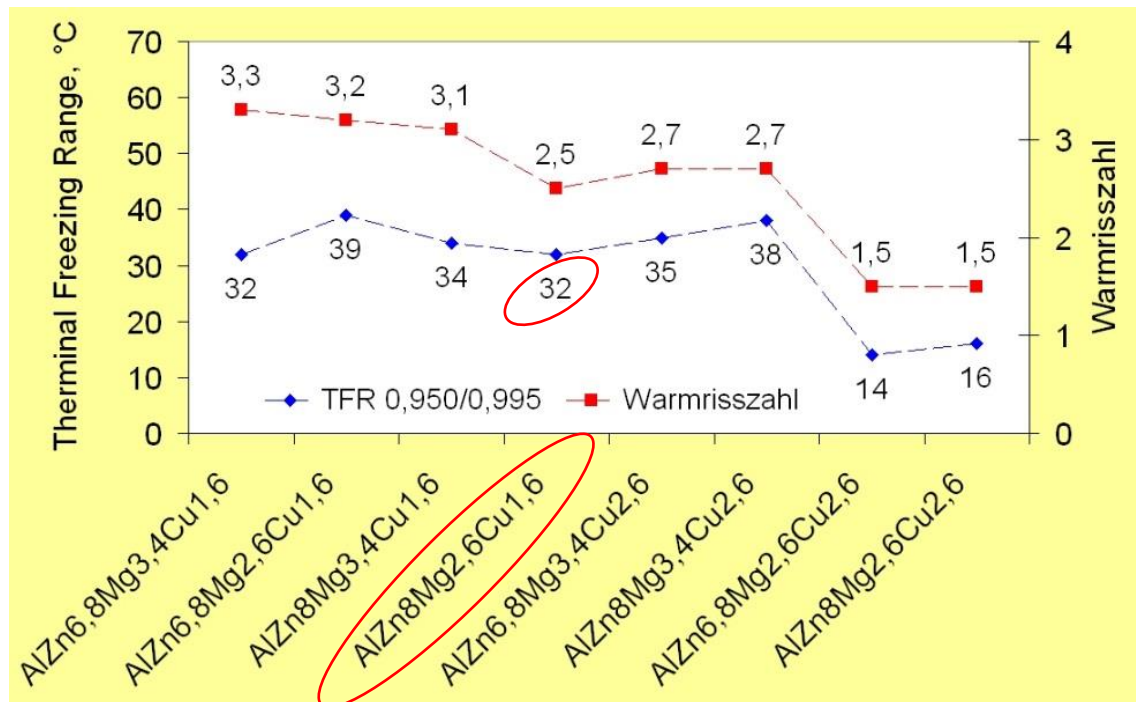


Abbildung 24. Zusammenhang zwischen den $TFR_{0,950/0,995}$ und den ermittelten Warmrisszahlen für die untersuchten Legierungen

Durch diesen Ansatz findet bei der Berechnung des $TFR_{0,950/0,995}$ eine deutliche Abgrenzung der Legierungen der zweiten Gruppe (WRZ von 2,6) von den Legierungen der dritten Gruppe (WRZ 1,5) statt.

Eine gute Vorhersage der Warmrissempfindlichkeit der untersuchten Legierungen wurde ebenfalls mit der Berechnung des $TFR_{0,900/0,995}$ erzielt, Tabelle 12 und Abbildung 25.

Tabelle 12. Ergebnisse der Berechnung der $TFR_{0,900/0,995}$

| Legierung | $T_{fs=0,900}$, °C | $T_{fs=0,995}$, °C | $TFR_{0,900/0,995}$, °C |
|--------------------|---------------------|---------------------|--------------------------|
| AlZn6,8Mg3,4Cu1,6 | 486 | 443 | 43 |
| AlZn6,8Mg2,6Cu1,6 | 499 | 450 | 49 |
| AlZn8,0Mg3,4Cu1,6 | 488 | 445 | 43 |
| AlZn8,0Mg2,6Cu1,6* | 493 | 460* | 33 |
| AlZn6,8Mg3,4Cu2,6 | 486 | 445 | 41 |
| AlZn8,0Mg3,4Cu2,6 | 488 | 446 | 42 |
| AlZn6,8Mg2,6Cu2,6 | 489 | 472 | 17 |
| AlZn8,0Mg2,6Cu2,6 | 490 | 471 | 19 |

* siehe der Text an der Seite 53

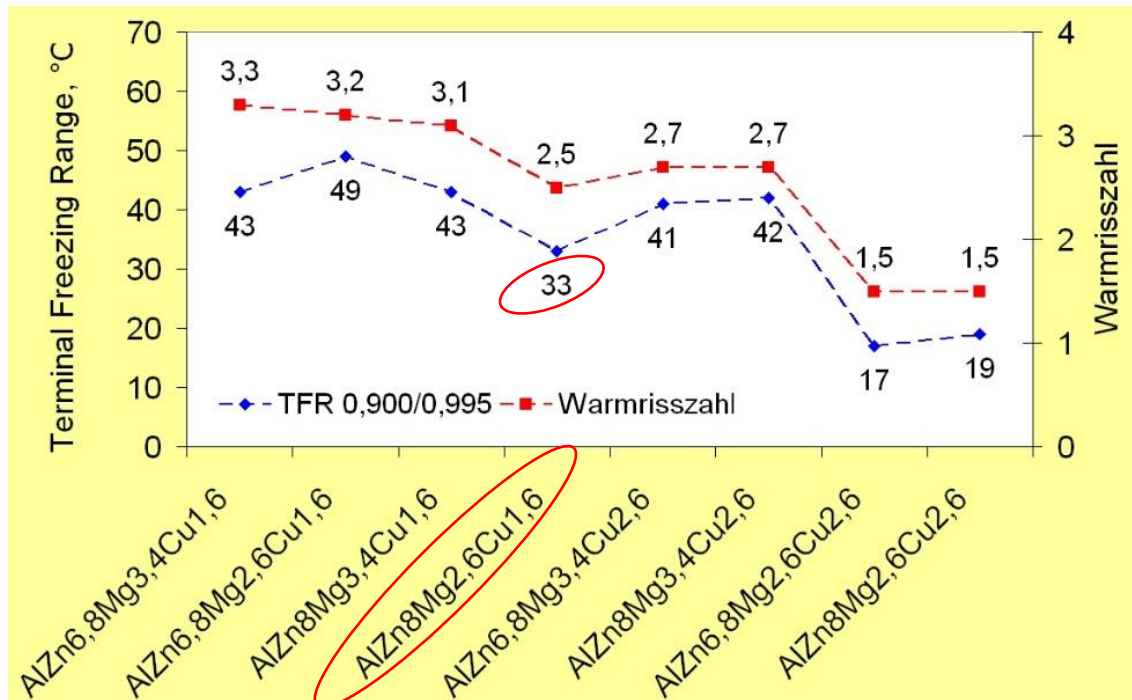


Abbildung 25. Zusammenhang zwischen den $TFR_{0,900/0,995}$ und den ermittelten Warmrisszahlen für die untersuchten Legierungen

In Abbildung 25 ist ersichtlich, dass es bei der Berechnung des $TFR_{0,900/0,995}$ bei der Legierung AlZn8Mg2,6Cu1,6 (rot markiert) ähnlich wie bei der Berechnung des $TFR_{0,950/0,995}$ zur fehlerhaften Bestimmung des TFR kommt. In diesem Fall ist die berechnete Bildungstemperatur der S -(Al₂CuMg)-Phase von 455 °C (Tabelle 10) kleiner als die Temperatur $T_{fs=0,995}$ von 460 °C (Tabelle 12). Allerdings ist eine Erweiterung des TFR -Bereiches auf einen Festphasenanteil von 1 nicht zu empfehlen, da die Gefahr von Berechnungsfehlern bei der Erstarrung des allerletzten Flüssigphasenanteils besonders hoch ist [Sta2012].

Basierend auf den in den Abbildungen 23 und 24 dargestellten Ergebnissen kann zusammenfassend geschlossen werden, dass durch Festlegen des für Warmrissbildung relevanten TFR -Bereiches von 0,950 bis 0,995 bzw. von 0,900 bis 0,995 eine für die Optimierung brauchbare Vorhersage des Warmrissverhaltens der AlZnMgCu-Legierungen direkt am PC ermöglicht wird. „Bemerkenswert ist es jedoch, dass die Verläufe sowohl der $TFR_{0,950/0,995}$ als auch der $TFR_{0,900/0,995}$ der verschiedenen Legierungen die geringen Unterschiede in ermittelten Warmrisszahlen der Legierungen der ersten und der zweiten Gruppe nicht widerspiegeln. Hier stößt die theoretische Vorhersage des Warmrissverhaltens der untersuchten AlZnMgCu-Legierungen mit Hilfe des TFR -Kriteriums offensichtlich an ihre Grenzen“ [Zak2013].

Um die Möglichkeiten zur Vorhersage der Warmrissneigung der AlZnMgCu-Legierungen weiter zu verbessern, sollen in dieser Arbeit zusätzlich zum TFR andere Kriterien auf ihre Wirkung geprüft und miteinander verglichen werden.

5.3 Einfluss der Hauptlegierungselemente auf die Phasenbildung und das Warmrissverhalten

Mit Hilfe thermodynamischer Berechnungen der Erstarrungsvorgänge ist es möglich, die Rolle der Hauptlegierungselemente bei der Warmrissbildung zu untersuchen und andere Kriterien zur Beurteilung der Warmrissneigung als Ergänzung zum *TFR*-Kriterium zu erarbeiten.

In Tabelle 13 sind die berechneten Mengen der eutektischen Phasen bei den untersuchten Legierungen angegeben.

Tabelle 13. Berechnete Mengen der eutektischen Phasen der untersuchten Legierungen nach dem Scheil-Gulliver-Modell

| Legierung | Phase, Molanteil | | | |
|-------------------|----------------------------------|-------------------------------------------------------------|---------------------------------|------------------------------------|
| | $\eta -$ (MgZn ₂) | $T -$ (Al ₂ Mg ₃ Zn ₃) | $S -$ (Al ₂ CuMg) | $\theta -$ (Al ₂ Cu) |
| AlZn6,8Mg3,4Cu1,6 | 3,01 | 1,79 | 0,32 | - |
| AlZn6,8Mg2,6Cu1,6 | 3,41 | 0,45 | 0,12 | - |
| AlZn8,0Mg3,4Cu1,6 | 3,64 | 1,58 | 0,23 | - |
| AlZn8,0Mg2,6Cu1,6 | 3,97 | 0,25 | 0,05 | - |
| AlZn6,8Mg3,4Cu2,6 | 4,28 | 0,84 | 0,60 | - |
| AlZn8,0Mg3,4Cu2,6 | 5,04 | 0,6 | 0,37 | - |
| AlZn6,8Mg2,6Cu2,6 | 4,27 | - | 0,33 | 0,14 |
| AlZn8,0Mg2,6Cu2,6 | 4,75 | - | 0,03 | 0,33 |

„Um die komplexe Wirkung der Hauptlegierungselemente Kupfer, Zink und Magnesium auf die Phasenbildung und die damit verbundene Warmrissneigung besser zu verstehen, ist es sinnvoll, die Legierungen mit unterschiedlichen Kupfergehalten separat zu betrachten“ [Zak2013].

Um mögliche Irritationen bei der Analyse der Ergebnisse der thermodynamischen Berechnungen zur Phasenbildung zu vermeiden, soll an dieser Stelle noch erwähnt werden, dass die aus der Literatur bekannte η – (MgZn_2) in der *Datenbank PanAl8_a* als **SIGMA-Phase** bezeichnet ist. Daher wird die MgZn_2 -Phase in den mit Programm Pandat erstellten Abbildungen zum Ablauf der Erstarrungsvorgänge ebenfalls unter Namen „SIGMA“ erscheinen. Dabei wird diese Phase im Text wie bisher als η – (MgZn_2) genannt.

5.3.1 Legierungen mit 1,6 Gew.-% Kupfer

Der Einfluss der Legierungselemente Magnesium und Zink auf die Phasenbildung der Legierungen mit 1,6 Gew.-% Kupfer ist in Abbildung 26 dargestellt. Es ist ersichtlich, „dass die Erhöhung der Magnesiumkonzentration von 2,6 Gew.-% auf 3,4 Gew.-% die Bildung der zuletzt erstarrenden T – ($\text{Al}_2\text{Mg}_3\text{Zn}_3$)- und S – (Al_2CuMg)-Phasen fördert, Abbildung 26a-b und 26c-d. Gleichzeitig nimmt die Menge der η – (MgZn_2)-Phase mit zunehmenden Magnesiumgehalten leicht ab. Durch steigende Gehalte an Zink von 6,8 Gew.-% auf 8,0 Gew.-% wird die Bildung der η – (MgZn_2)-Phase gefördert und gleichzeitig die Menge der zuletzt ausgeschiedenen T – ($\text{Al}_2\text{Mg}_3\text{Zn}_3$)- und S – (Al_2CuMg)-Phasen reduziert (Tabelle 13), wodurch die Warmrissbeständigkeit verbessert wird. Dies wird am Beispiel der Legierung AlZn8Mg2,6Cu1,6 mit minimalen Gehalten an T – ($\text{Al}_2\text{Mg}_3\text{Zn}_3$)- und S – (Al_2CuMg)-Phasen deutlich (Abbildung 26c), welche mit einer Warmrisszahl von 2,5 das beste Warmrissverhalten unter den Legierungen mit 1,6 Gew.-% Kupfer aufweist“ [Zak2013].

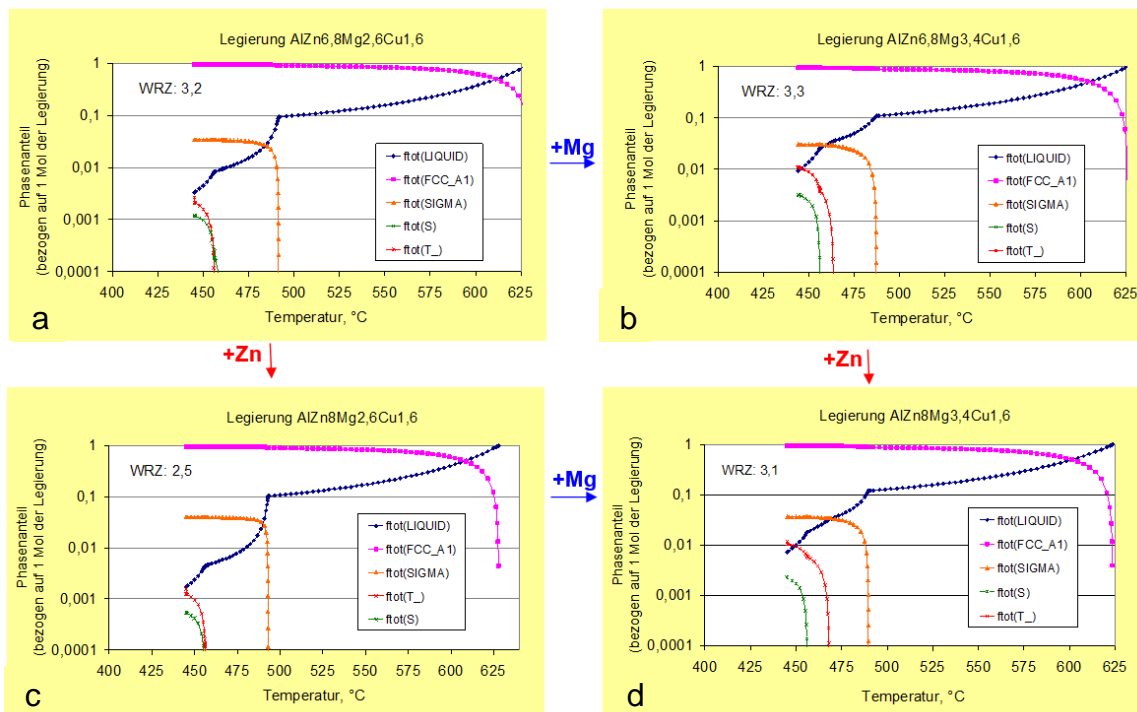


Abbildung 26. Mit dem Programm Pandat berechnete Erstarrungsvorgänge bei den untersuchten AlZnMgCu-Legierungen mit 1,6 Gew.-%

5.3.2 Legierungen mit 2,6 Gew.-% Kupfer

„Bei den Legierungen mit 2,6 Gew.-% Kupfer fördern hohe Magnesiumgehalte die Ausscheidung der $T - (Al_2Mg_3Zn_3)$ -Phase, Abbildung 27a-b und 27c-d. Zudem wird deutlich, dass bei den Legierungen $AlZn_6,8Mg_2,6Cu_{2,6}$ und $AlZn_8Mg_2,6Cu_{2,6}$ mit bestem Warmrissverhalten (WRZ von 1,5) im Gegensatz zu allen anderen Legierungsvarianten keine Ausscheidung der $T - (Al_2Mg_3Zn_3)$ -Phase stattfindet. Daraus lässt sich eine besonders negative Wirkung der $T - (Al_2Mg_3Zn_3)$ -Phase auf die Warmrissneigung ableiten.

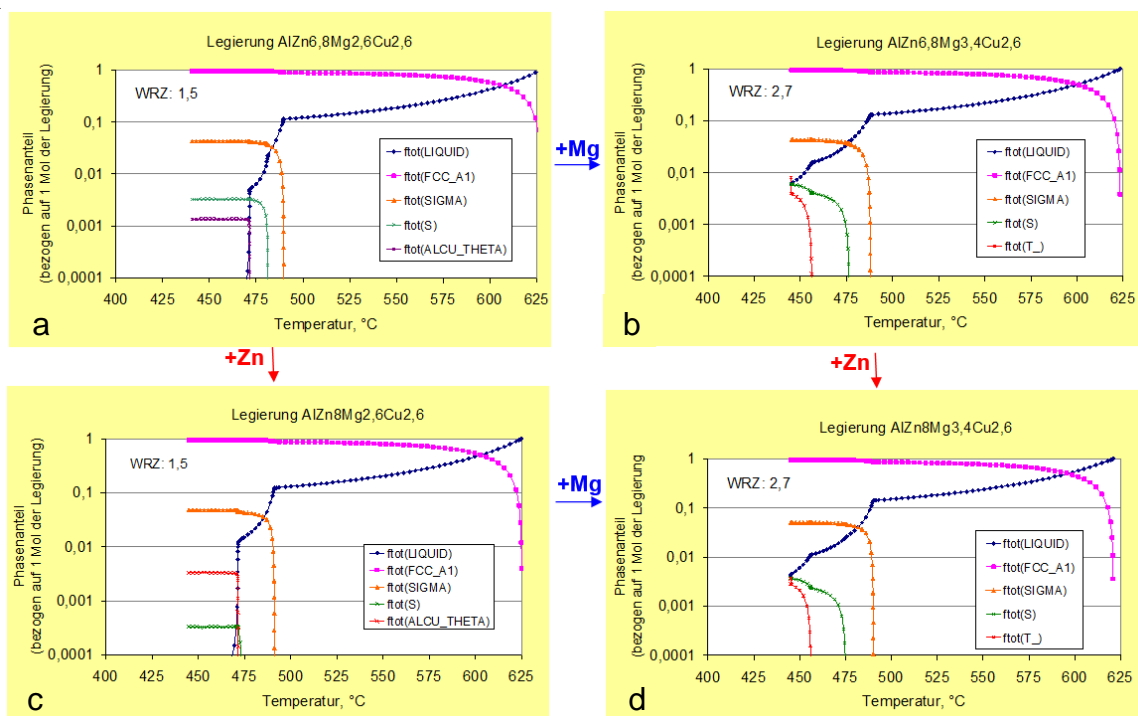


Abbildung 27. Mit dem Programm Pandat berechnete Erstarrungsvorgänge bei den untersuchten $AlZnMgCu$ -Legierungen mit 2,6 Gew.-% Kupfer

Aus den Ergebnissen (Tabelle 13) folgt auch, dass die Erhöhung der Kupfergehalte von 1,6 Gew.-% auf 2,6 Gew.-% eine merkliche Zunahme der $\eta - (MgZn_2)$ -Phase bewirkt“ [Zak2013]. Die fördernde Wirkung des Kupfers auf die Bildung von $\eta - (MgZn_2)$ war zu erwarten, da diese Phase eine beträchtliche Menge an Kupfer löst und ihre Zusammensetzung von $MgZn_2$ bis $Mg(Zn,Al,Cu)_2$ reicht [Wlo2007].

5.4 Korrelation zwischen den berechneten Mengen der eutektischen Phasen und den ermittelten Warmrisszahlen

„Die durch thermodynamische Rechnungen gewonnenen Erkenntnisse zur Wirkung der einzelnen Phasen auf das Warmrissverhalten der AlZnMgCu-Legierungen sind Anlass, die Mengen an $T-(\text{Al}_2\text{Mg}_3\text{Zn}_3)$ - und $\eta-(\text{MgZn}_2)$ -Phasen als mögliche Kriterien zur Beurteilung der Warmrissneigung in Betracht zu ziehen, Abbildung 28 und 29.

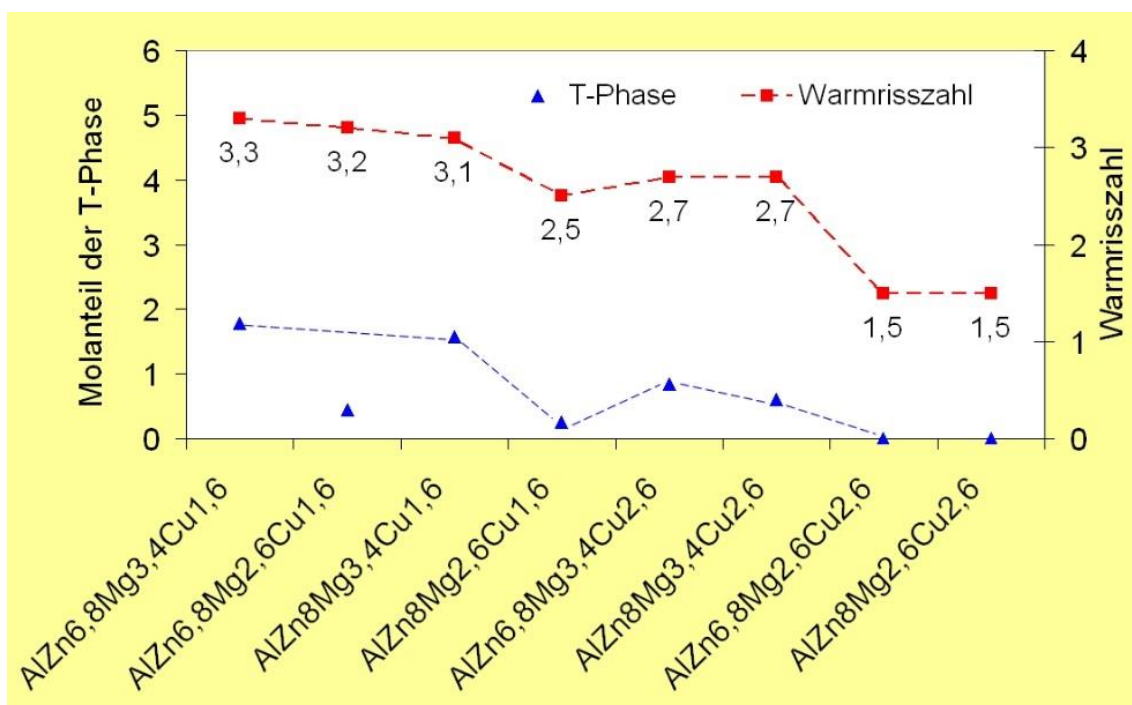


Abbildung 28. Zusammenhang zwischen den berechneten Mengen der $T - \text{Al}_2\text{Mg}_3\text{Zn}_3$ -Phase und den ermittelten Warmrisszahlen für die untersuchten Legierungen

Mit Blick auf Abbildung 28 erkennt man, dass zwischen den ermittelten Warmrisszahlen und den berechneten Anteilen der $T - (\text{Al}_2\text{Mg}_3\text{Zn}_3)$ -Phase eine gute Korrelation besteht. Eine Ausnahme bildet nur die Legierung AlZn6,8Mg2,6Cu1,6, bei der nach der berechneten Menge der $T - (\text{Al}_2\text{Mg}_3\text{Zn}_3)$ -Phase eine geringere Warmrisszahl erwartet werden könnte.

Des Weiteren stellte sich heraus, dass die berechneten Anteile der η – (MgZn_2)-Phase für eine präzise Vorhersage des Warmrissverhaltens der AlZnMgCu-Legierungen nicht geeignet sind, Abbildung 29. Es ist ersichtlich, dass mit diesem Kriterium eine direkte Zuordnung der einzelnen Legierungen zu den entsprechenden Warmrisszahlen nicht realisierbar ist. So könnte zum Beispiel die geringste Warmrisszahl bei der Legierung AlZn8Mg3,4Cu2,6 mit einer maximalen berechneten Menge der η – (MgZn_2)-Phase von 5 Mol.-% erwartet werden. Jedoch liegt in diesem Fall die ermittelte Warmrisszahl bei 2,7. Des Weiteren sind die berechneten Mengen der η – (MgZn_2)-Phase bei den Legierungen AlZn6,8Mg3,4Cu2,6 und AlZn6,8Mg2,6Cu2,6 gleich, die ermittelten Warmrisszahlen liegen jedoch weit voneinander und sind entsprechend 2,7 und 1,5. Dennoch erkennt man, dass eine hohe Menge der η – (MgZn_2)-Phase die Warmrissbeständigkeit der AlZnMgCu-Legierungen tendenziell verbessert und somit anzustreben ist“ [Zak2013]

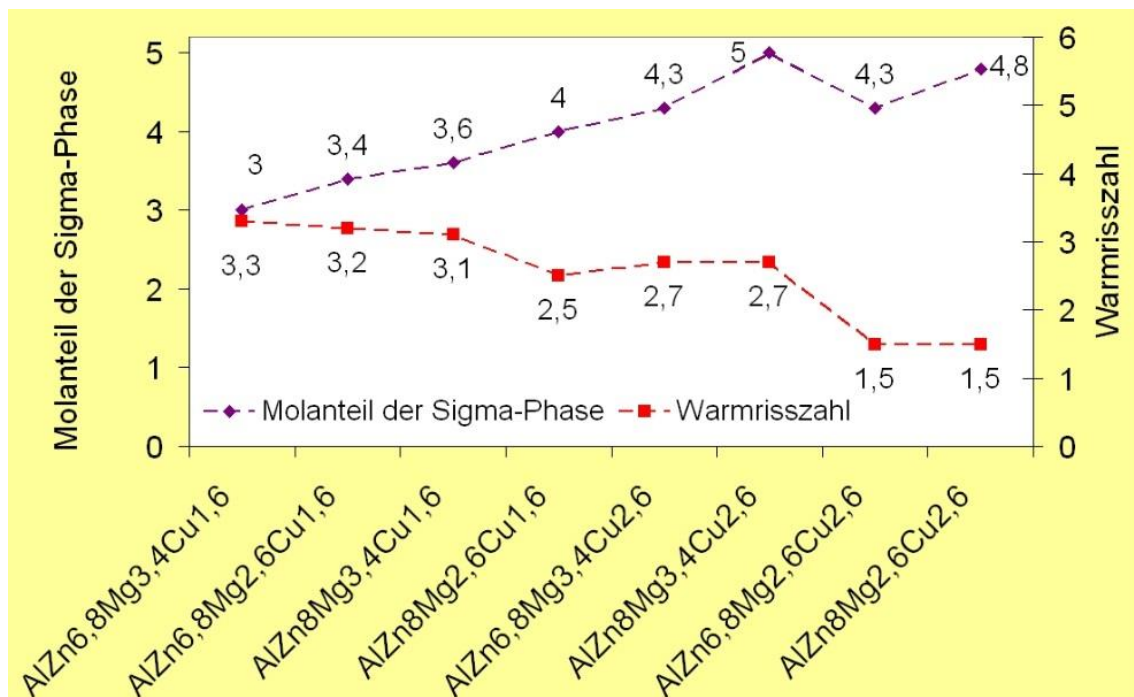


Abbildung 29. Zusammenhang zwischen den berechneten Mengen der η – MgZn_2 -Phase und den ermittelten Warmrisszahlen für die untersuchten Legierungen

Einen wichtigen Beitrag zum Verständnis der positiven Wirkung der η – (MgZn_2)-Phase auf die Warmrissneigung lieferte die Auswertung der Ergebnisse der Thermischen Analyse. Dies ist anhand von Abkühlungskurven der Legierungen $\text{AlZn}_{6,8}\text{Mg}_{2,6}\text{Cu}_{1,6}$ (WRZ von 3,2) und $\text{AlZn}_{6,8}\text{Mg}_{2,6}\text{Cu}_{2,6}$ (WRZ von 1,5) in den Abbildungen 30 und 31 dargestellt.

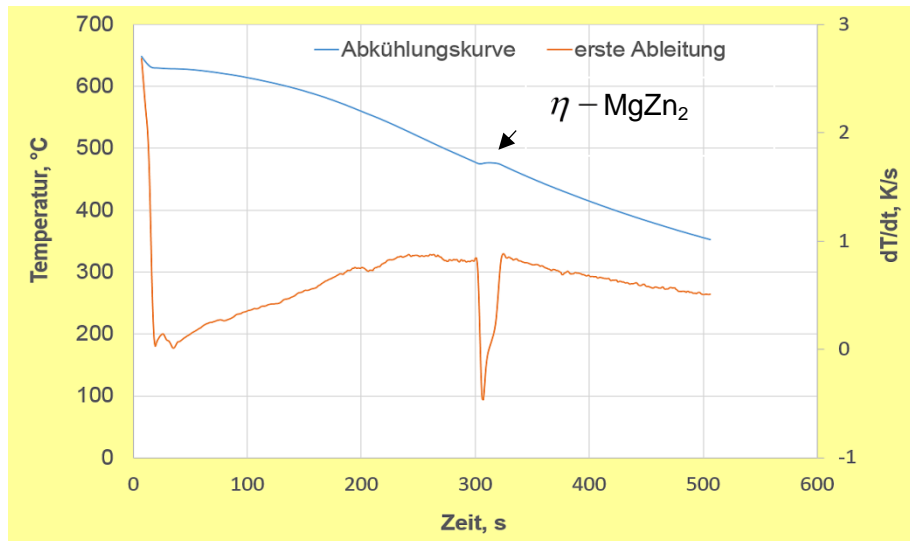


Abbildung 30. Thermische Analyse der Legierung $\text{AlZn}_{6,8}\text{Mg}_{2,6}\text{Cu}_{1,6}$ (WRZ von 3,2)

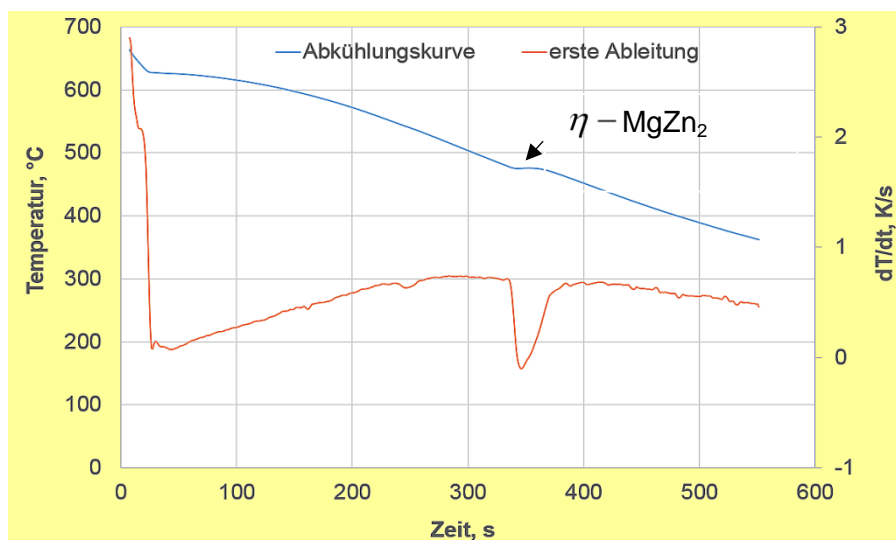


Abbildung 31. Thermische Analyse der Legierung $\text{AlZn}_{6,8}\text{Mg}_{2,6}\text{Cu}_{2,6}$ (WRZ von 1,5)

„Es ist ersichtlich, dass die Bildung der $T - (\text{Al}_2\text{Mg}_3\text{Zn}_3)$ -, $S - (\text{Al}_2\text{CuMg})$ - und $\theta - (\text{Al}_2\text{Cu})$ -Phasen nur sehr kleine Wärmeeffekte hervorruft, die sogar in den differenzierten Abkühlungskurven nicht zu sehen sind. Die nur geringe Beeinflussung des Verlaufs der Abkühlungskurven hängt wahrscheinlich mit den verhältnismäßig niedrigen Anteilen an diesen Phasen im Gefüge der untersuchten Legierungen zusammen (Tabelle 13). Im Gegensatz dazu ist die Bildung der $\eta - \text{MgZn}_2$ -Phase sowohl bei der Legierung $\text{AlZn}_{6,8}\text{Mg}_{2,6}\text{Cu}_{1,6}$ als auch bei der Legierung $\text{AlZn}_{6,8}\text{Mg}_{2,6}\text{Cu}_{2,6}$ durch einen Peak in der Kurve der ersten Ableitung deutlich zu erkennen. Beim Vergleich der Peaks in den differenzierten Abkühlungskurven wurde festgestellt, dass bei einem Kupfergehalt von 2,6 Gew.-% die Freigabe der Kristallisationswärme der $\eta - \text{MgZn}_2$ -Phase über einen langen Zeitraum von 25 s erstreckt. Bei der Legierung mit 1,6 Gew.-% Kupfer dauert dieser Prozess lediglich 13 s. Dieser Unterschied im Erstarrungsverhalten sorgt anscheinend für eine langsamere Erstarrungskontraktion der Legierung $\text{AlZn}_{6,8}\text{Mg}_{2,6}\text{Cu}_{2,6}$ und vermindert so den starken Aufbau von inneren Spannungen“ [Zak2010].

Im Gegensatz zu $\eta - \text{MgZn}_2$ -Phase haben die geringen Wärmeeffekte bei der Ausscheidung von niedrig schmelzenden $T - (\text{Al}_2\text{Mg}_3\text{Zn}_3)$ -, $S - (\text{Al}_2\text{CuMg})$ - und $\theta - (\text{Al}_2\text{Cu})$ -Phasen keine positive Wirkung auf die Entwicklung von Erstarrungskontraktionsspannungen. Diese Phasen schwächen jedoch die Korngrenzen in dem für die Bildung von Warmrissen kritischen Temperaturintervall und erleichtern dadurch die Warmrissbildung.

5.5 Thermodynamische Berechnungen zur Rolle der Restschmelzefilme bei der Warmrissbildung

Wie bereits in der Literaturübersicht erwähnt wurde, stellte Savaiko fest, dass eine starke Abnahme der Oberflächenspannung der Restschmelze die notwendige Kraft zum Trennen der Körner reduziert und auf diese Weise die verstärkte Warmrissbildung fördert. Von den für diese Arbeit relevanten Legierungselementen Zink, Kupfer und Magnesium setzt nur Magnesium die Oberflächenspannung der Aluminiumschmelze herab [Dey2006, Gar1986]. Für Zink und Kupfer ist dagegen keine nennenswerte Wirkung auf die Oberflächenspannung von Aluminiumschmelzen bekannt.

In dieser Arbeit wurde durch thermodynamische Berechnungen festgestellt, dass bei den AlZnMgCu-Legierungen mit starker Warmrissneigung im für die Warmrissbildung relevanten Temperaturintervall zwischen den Festphasenanteilen von 0,90 und 0,995 eine beachtliche Anreicherung der Restschmelze mit Magnesium stattfindet, Tabelle 14. Dagegen nimmt der Magnesiumgehalt in der Restschmelze bei den Legierungen mit bester Warmrissbeständigkeit im letzten Temperaturbereich der Erstarrung ab.

Tabelle 14. Berechnung des Magnesiumgehaltes in der Restschmelze

| Legierung | WRZ | Berechneter Magnesiumgehalt in der Restschmelze, Gew.-% | |
|-------------------|-----|---------------------------------------------------------|-------------|
| | | $f_s=0,9$ | $f_s=0,995$ |
| AlZn6,8Mg3,4Cu1,6 | 3,3 | 14,33 | 25,98 |
| AlZn6,8Mg2,6Cu1,6 | 3,2 | 11,44 | 23,88 |
| AlZn8,0Mg3,4Cu1,6 | 3,1 | 14,02 | 25,59 |
| AlZn8,0Mg2,6Cu1,6 | 2,5 | 11,19 | 20,55 |
| AlZn6,8Mg3,4Cu2,6 | 2,7 | 23,10 | 25,59 |
| AlZn8,0Mg3,4Cu2,6 | 2,7 | 12,46 | 25,33 |
| AlZn6,8Mg2,6Cu2,6 | 1,5 | 8,25 | 7,01 |
| AlZn8,0Mg2,6Cu2,6 | 1,5 | 9,82 | 6,80 |

Abbildungen 32 und 33 zeigen exemplarisch am Beispiel der Legierungen AlZn6, 8Mg2,6Cu2,6 (WRZ von 1,5) und AlZn6,8Mg3,4Cu2,6 (WRZ von 2,7) die Änderung der Magnesiumkonzentration in der Aluminiumschmelze im Laufe der Kristallisation. Die gravierenden Unterschiede im Verhalten der beiden Legierungen gegen Ende der Kristallisation sind deutlich zu sehen.

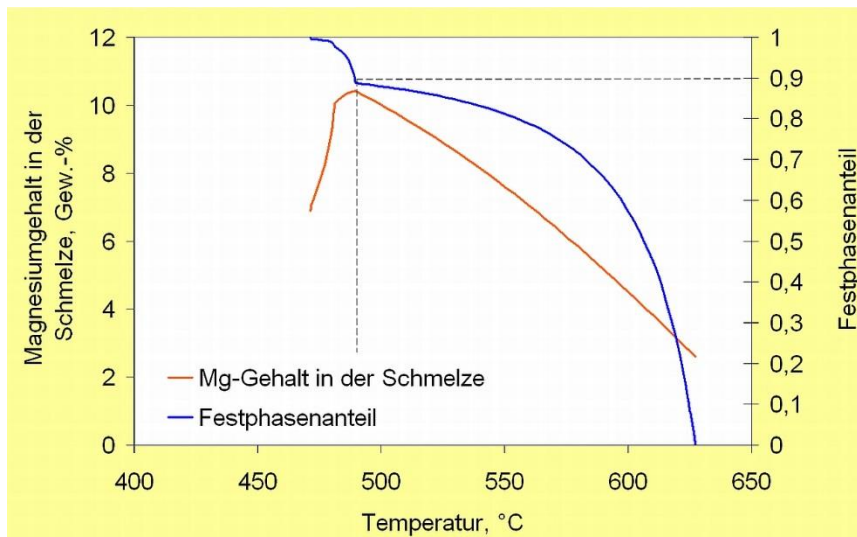


Abbildung 32. Mit dem Programm Pandat berechnete Erstarrungsvorgänge in der Legierung AlZn6,8Mg2,6Cu2,6 (WRZ von 1,5)

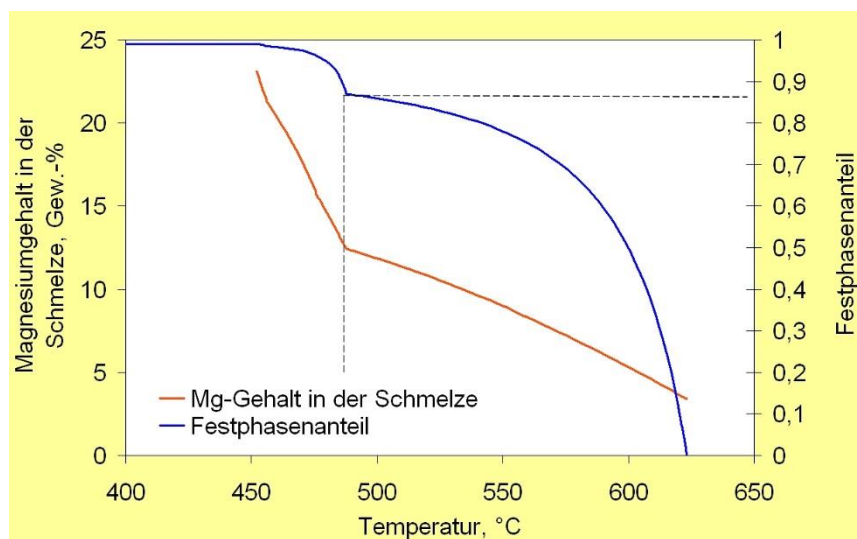


Abbildung 33. Mit dem Programm Pandat berechnete Erstarrungsvorgänge in der Legierung AlZn6,8Mg3,4Cu2,6 (WRZ von 2,7)

Die genauen Ursachen für den unterschiedlichen Ablauf der Magnesiumkonzentration in der Restschmelze der untersuchten Legierungen zu finden, würde die Rahmen dieser Arbeit sprengen und soll daher ein Teil der weiteren Untersuchungen werden.

Basierend auf den gewonnenen Erkenntnissen ist dennoch zu schließen, dass es einen Zusammenhang zwischen den berechneten Magnesiumgehalten im letzten Temperaturbereich der Erstarrung und der Warmrissneigung der AlZnMgCu-Legierungen gibt. Die durch thermodynamische Berechnungen prognostizierte Anreicherung der Restschmelze mit Magnesium ist ein Indiz für ein schlechtes Warmrissverhalten und kann als Ergänzung zu anderen in dieser Arbeit bereits gefundenen Kriterien zur Vorhersage der Warmrissneigung verwendet werden.

5.6 Ergebnisse der REM-Untersuchungen der Warmrissflächen

Zum besseren Verständnis der Rolle der eutektischen Phasen bei der Warmrissbildung der AlZnMgCu-Legierungen wurden in dieser Arbeit die Warmrissflächen der Sternproben mit Rasterelektronenmikroskop (REM) untersucht und die eutektischen Phasen über Energiedispersive Röntgenspektroskopie (EDX) analysiert.

Die wichtige Bedeutung der ausgeschiedenen Menge des Eutektikums für das Warmrissverhalten wird aus den Abbildungen 34 und 35 deutlich. Dabei sind die eutektischen Phasen bei den Legierungen AlZn_{6,8}Mg_{2,6}Cu_{1,6} (WRZ von 3,2) und AlZn₈Mg_{2,6}Cu_{2,6} (WRZ von 1,5) als helle Bereiche auf den Korn- und Zellengrenzen sichtbar.

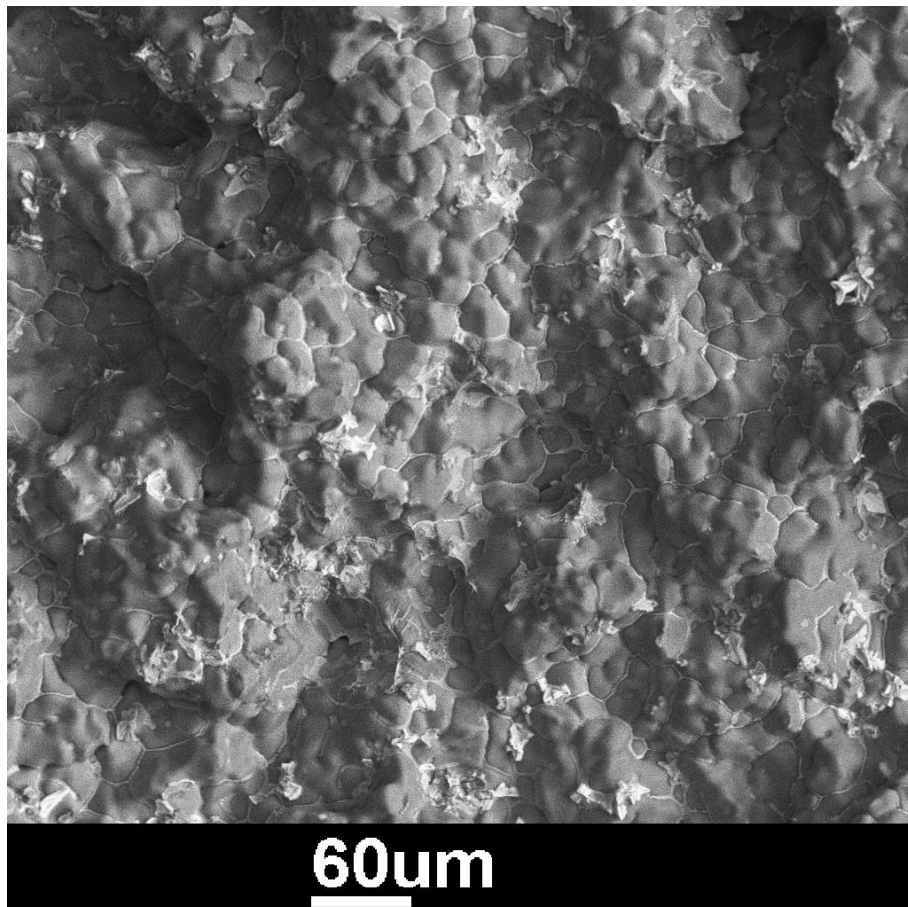


Abbildung 34. Warmrissfläche der Legierung AlZn_{6,8}Mg_{2,6}Cu_{1,6} (WRZ von 3,2)

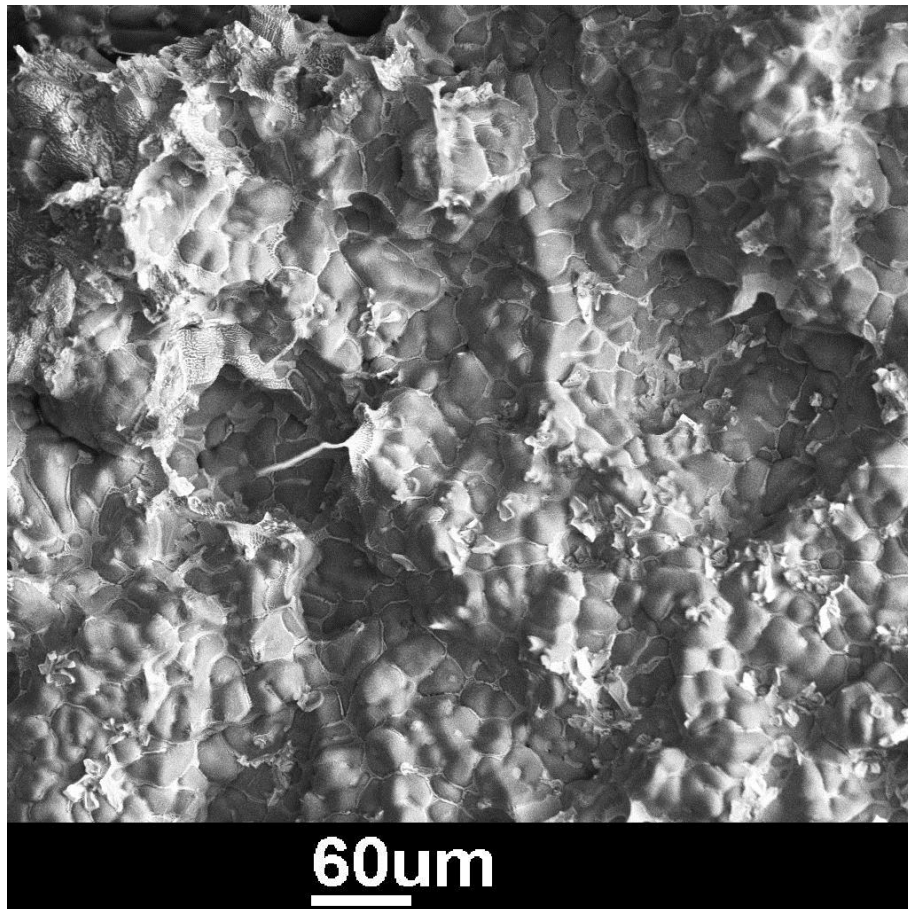


Abbildung 35. Warmrissfläche der Legierung AlZn8Mg2,6Cu2,6 (WRZ von 1,5)

In Abbildung 34 ist ersichtlich, dass bei der warmrissanfälligen Legierung AlZn6,8Mg2,6Cu1,6 nur eine kleine Menge der eutektischen Phasen an der Warmrissfläche vorliegt. Im Gegensatz dazu sind in der REM-Aufnahme der Legierung AlZn8Mg2,6Cu2,6 (WRZ von 1,5) zahlreiche Bereiche zu sehen, die von einer Schicht aus den eutektischen Phasen bedeckt sind, Abbildung 35. Eine bei der Warmrissbildung auftretende Zipfelbildung (Abbildung 36) weist darauf hin, dass die eutektischen Phasen bei der Kontraktion der Sternprobe einen bestimmten Teil der entstehenden Deformation durch plastische Verformung kompensieren und auf diese Weise der Warmrissbildung und dem Warmrisswachstum entgegen wirken.

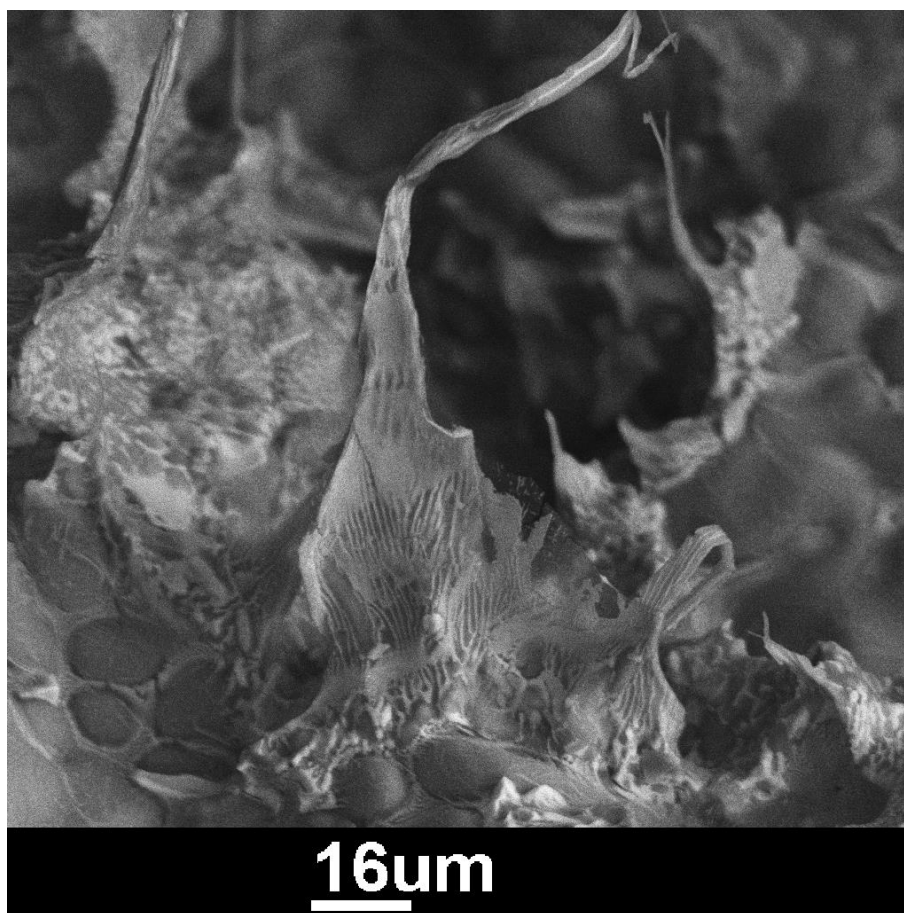


Abbildung 36. Plastische Verformung in der Warmrissoberfläche der Legierung AlZn8Mg2,6Cu2,6

Die durchgeführten EDX-Analysen lieferten weiterhin eine wichtige Erkenntnis, dass die hellen eutektischen Ausscheidungen in den Warmrissflächen von beiden hier untersuchten Legierungen die η – $\text{Mg}(\text{Zn},\text{Al},\text{Cu})_2$ -Phase darstellen, Abbildung 37 und Tabelle 15.

Tabelle 15. Ergebnisse der EDX-Analyse der η – $\text{Mg}(\text{Zn},\text{Al},\text{Cu})_2$ -Phase

| Messung | Zusammensetzung, Gew.-% | | | |
|---------|-------------------------|-------|-------|-------|
| | Mg | Zn | Cu | Al |
| 1 | 2,91 | 18,59 | 30,81 | 47,69 |
| 2 | 22,45 | 34,81 | 17,24 | 25,50 |
| 3 | 6,50 | 40,84 | 20,13 | 32,53 |
| 4 | 5,45 | 44,44 | 21,12 | 28,99 |

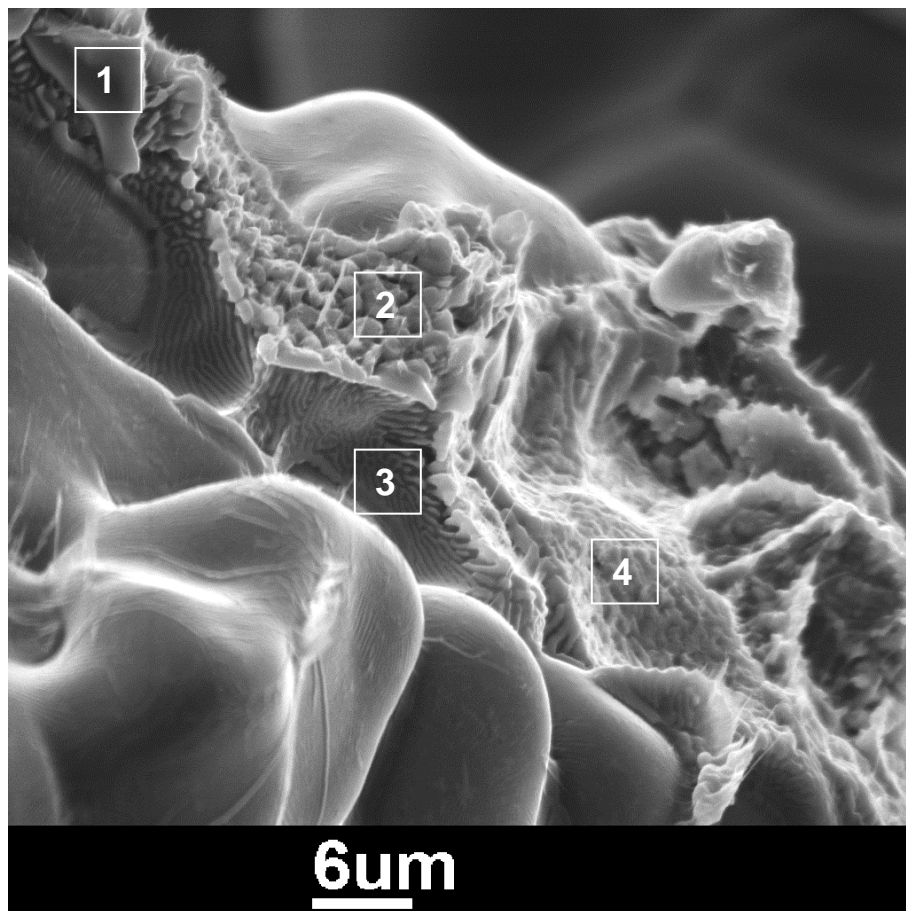


Abbildung 37. Unterschiedliche Morphologie der η – $\text{Mg}(\text{Zn},\text{Al},\text{Cu})_2$ -Phase bei der Legierung AlZn8Mg2,6Cu2,6

Es ist auffallend, dass die Ausscheidungen der η – Phase unterschiedliche Morphologie aufweisen und ihre Zusammensetzung stark variiert. Die anderen sonst zu erwarteten eutektischen Phasen T – $(\text{Al}_2\text{Mg}_3\text{Zn}_3)$ -, S – (Al_2CuMg) - und θ – (Al_2Cu) -Phasen konnten in beiden untersuchten Legierungen aufgrund ihrer geringen Mengen nicht detektiert werden.

5.7 Untersuchungen zum Einfluss der Kornfeinung auf das Warmrissverhalten

Wie in der Literaturübersicht (Kapitel 2.1.2.2) bereits gezeigt wurde, konnte bis jetzt noch nicht geklärt werden, welcher freie Titangehalt in der Schmelze sowie welche Zugabemenge der Vorlegierung AlTi5B1 erforderlich sind, um die beste Kornfeinung der α -Al-Mischkristallphase zu erreichen.

Diese Tatsache wurde in dieser Arbeit zum Anlass genommen, die in der Literatur beschriebenen aussichtsreichsten Kornfeinungsmethoden auf ihre Wirksamkeit unter gleichen Versuchsbedingungen zu testen und ihr Potential zur weiteren Verbesserung des Warmrissverhaltens von AlZnMgCu-Legierungen im Kokillengießverfahren miteinander zu vergleichen.

Die Untersuchungen wurden an den zwei für praktische Anwendungen interessantesten Legierungsvarianten AlZn8Mg2,6Cu1,6 und AlZn8Mg2,6Cu2,6 durchgeführt. Der geringe Kupfergehalt von 1,6 Gew.-% bei der ersten Legierung ermöglicht, die unlöslichen spröden Korngrenzenausscheidungen von kupferhaltigen Phasen nach der Wärmebehandlung zu vermeiden und dadurch deutlich bessere mechanische Eigenschaften bei Raumtemperatur im Vergleich zur Legierung AlZn8Mg2,6Cu2,6 zu erreichen [Zak2010]. Durch den hohen Kupfergehalt weist die Legierung AlZn8Mg2,6Cu2,6 eine höhere Warmfestigkeit und, wie bereits gezeigt, eine deutlich bessere Warmrissbeständigkeit als die Legierung AlZn8Mg2,6Cu1,6 auf.

5.7.1 Legierung AlZn8Mg2,6Cu1,6

5.7.1.1 Zugabe von AlTi5B1

Die Ergebnisse zum Einfluss von verschiedenen Zugabemengen der Vorlegierung AlTi5B1 auf Gefüge und Warmrissverhalten der Legierung

AlZn8Mg2,6Cu1,6 sind in Tabelle 16 dargestellt. Bei der Betrachtung der Ergebnisse ist zu beachten, dass alle untersuchten Legierungen zu Beginn dieser Versuchsreihe einen Titangehalt von 0,020 Gew.-% enthielten.

Tabelle 16. Einfluss von verschiedenen Zugaben der Vorlegierung AlTi5B1 auf Gefüge und Warmrissverhalten der Legierung AlZn8Mg2,6Cu1,6

| Ver- such | Zugabe, Gew.-% | freies Titan, Gew.-% | <i>GRF</i> | Ge- füge | Mittlere Korn- größe, μm | Sdt. Abw. Korn- größe, μm | Mittlere WRZ | Sdt. Abw. WRZ |
|--------------|-------------------|----------------------------|------------|-------------|----------------------------------------------|-----------------------------------------------|-----------------|---------------------|
| 1 | - | 0,020 | 24 | gd* | >1000 | - | 4,72 | 0,20 |
| 2 | 0,4 | 0,031 | 27 | fd* | 52 | 16 | 2,50 | 0,18 |
| 3 | 1 | 0,048 | 30 | fd* | 74 | 22 | 2,75 | 0,18 |
| 4 | 2 | 0,076 | 36 | fd* | 70 | 20 | 2,75 | 0,21 |

* gd-grobdendritisch; fd-feindendritisch

Es wurde festgestellt, dass in der Basislegierung mit einem freien Titangehalt von 0,020 Gew.-% (Versuch 1) eine grobdendritische Erstarrungsmorphologie der α -Al-Mischkristallphase vorliegt, Abbildung 38.

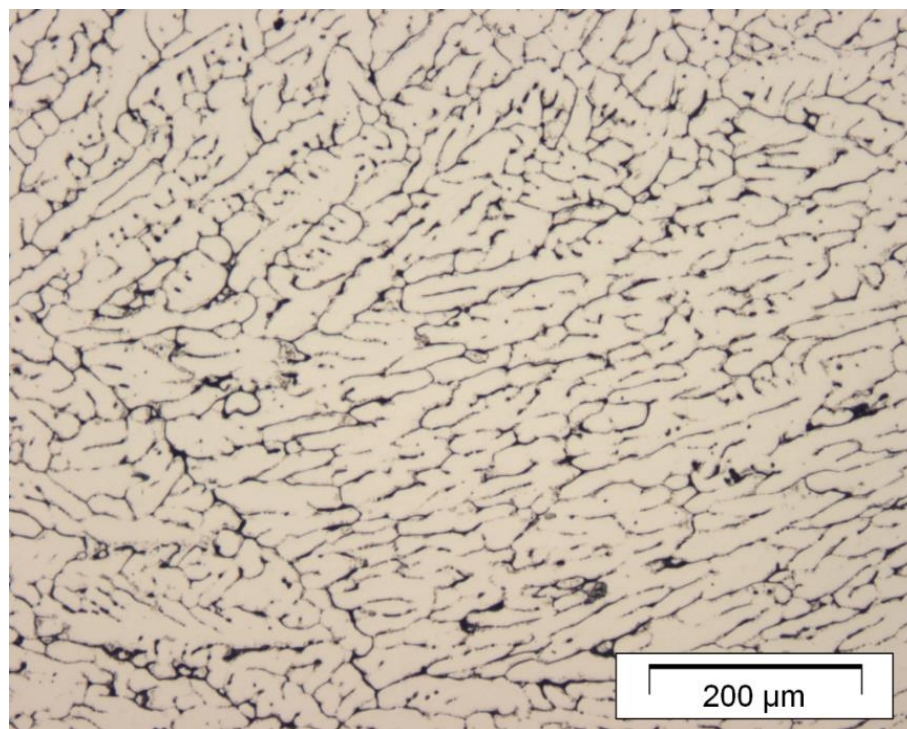


Abbildung 38. Gefüge der Basislegierung AlZn8Mg2,6Cu1,6 nach dem Abguss in die Sternkokille, Korngröße > 1000 μm

Mit einem nach [Joh1995] noch für eine gute Kornfeinung ausreichend günstigem *GRF* von 24 liegt die mittlere Korngröße mit über 1000 μm unerwartet hoch. Daraus kann man schließen, dass der freie Titangehalt von 0,020 Gew.-% nicht ausreichend ist, um in Abwesenheit von TiB_2 -Partikeln eine Kornfeinung zu bewirken. Als Ergebnis dieser Gefügeausbildung kommt es bei diesem Versuch zu einer sehr starken Warmrissbildung (WRZ von 4,70).

Der beste Kornfeinungseffekt wird durch Zugabe von 0,4 Gew.-% Vorlegierung AlTi5B1 erreicht. Die kombinierte Wirkung der keimwirksamen TiB_2 -Partikel und des freien Titangehaltes von 0,031 Gew.-% ermöglicht, ein fein dendritisches Gefüge mit mittlerer Korngröße von 52 μm zu erhalten, Abbildung 39. Die positive Veränderungen der Erstarrungsmorphologie und gute Kornfeinung bewirken eine deutliche Reduzierung der Warmrissneigung der Legierung AlZn8Mg2,6Cu1,6 auf eine Warmrisszahl von 2,5.

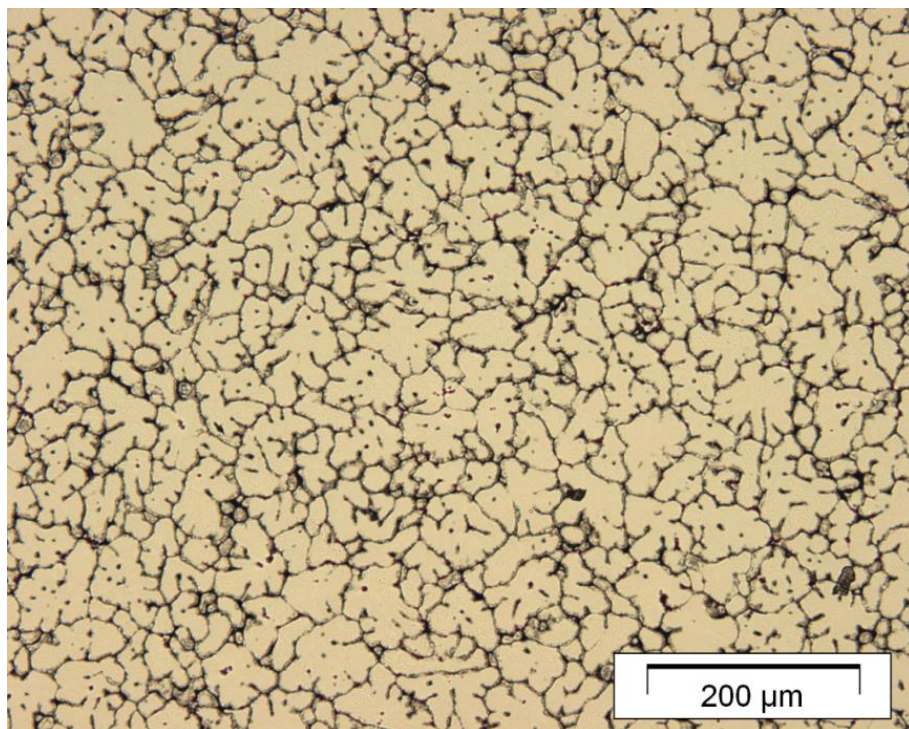


Abbildung 39. Gefüge der Legierung AlZn8Mg2,6Cu1,6 mit 0,4 Gew.-% AlTi5B1 nach dem Abguss in die Sternkokille, Korngröße 52 μm

Anders hingegen stellen sich die Kornfeinungsergebnisse nach der Zugabe von 1 Gew.-% bzw. von 2 Gew.-% Vorlegierung AlTi5B1 dar. Die Erhöhung der

Kornfeinungszugaben führt im Vergleich zu Versuch 2 zu einer Vergrößerung der Korngröße auf entsprechend 74 μm und 70 μm , Abbildung 40 und 41.

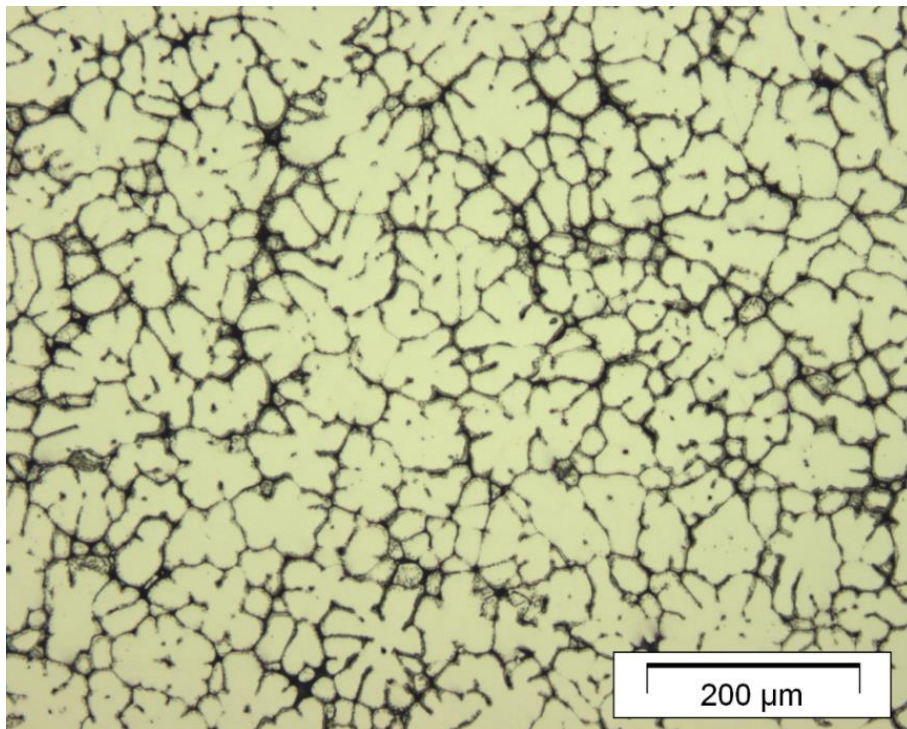


Abbildung 40. Gefüge der Legierung AlZn8Mg2,6Cu1,6 mit 1 Gew.-% AlTi5B1 nach dem Abguss in die Sternkokille, Korngröße 74 μm

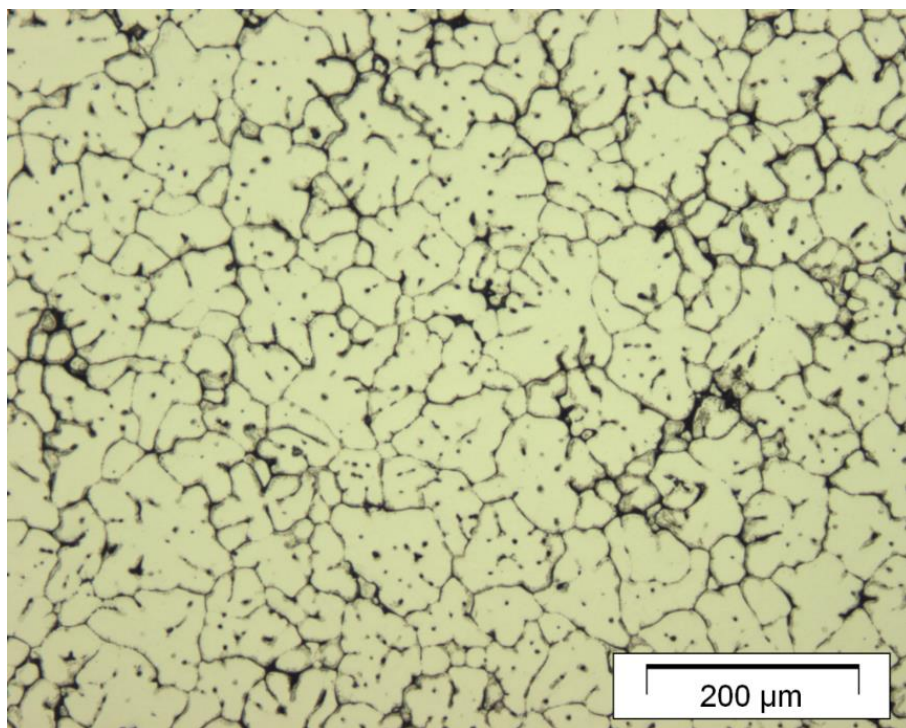


Abbildung 41. Gefüge der Legierung AlZn8Mg2,6Cu1,6 mit 2 Gew.-% AlTi5B1 nach dem Abguss in die Sternkokille, Korngröße 70 μm

Der bei diesen Versuchen erwartete Zugewinn an Kornfeinungswirkung durch eine höhere Zugabe von TiB_2 -Partikeln findet nicht statt. Ein möglicher Grund dafür ist die aus der Literatur [Sch1988, Ger1996] bekannte Neigung der TiB_2 -Partikel zur Bildung großer Agglomerate, wodurch die Anzahl der keimwirksamen Substrate in der Schmelze abnimmt. Nach [Sch1988] führen Zugabemengen der Vorlegierung AlTi5B1 von über 1 Gew.-% zu besonders starker Agglomeration der TiB_2 -Partikel, was die in den Versuchen 3 und 4 beobachtete Herabsetzung der Kornfeinungswirkung erklärt. Zusätzlich wirkt sich auf die Kornfeinung negativ aus, dass die *GRF*-Werte in beiden Fällen außerhalb des in der Literatur erwähnten optimalen Bereiches liegen, Abbildung 3.

Die in Versuchen 3 und 4 festgestellte Korngrößenzunahme bewirkt im Vergleich zur Zugabe von 0,4 Gew.-% Vorlegierung AlTi5B1 eine leichte Verschlechterung des Warmrissverhaltens der Legierung AlZn8Mg2,6Cu1,6 auf eine Warmrisszahl von 2,75.

In Abbildung 42 ist ein großes Agglomerat aus den TiB_2 -Partikeln zu sehen, das nach der Zugabe von 2 Gew.-% Vorlegierung in die Schmelze in der Warmrissfläche der Sternprobe gefunden wurde.

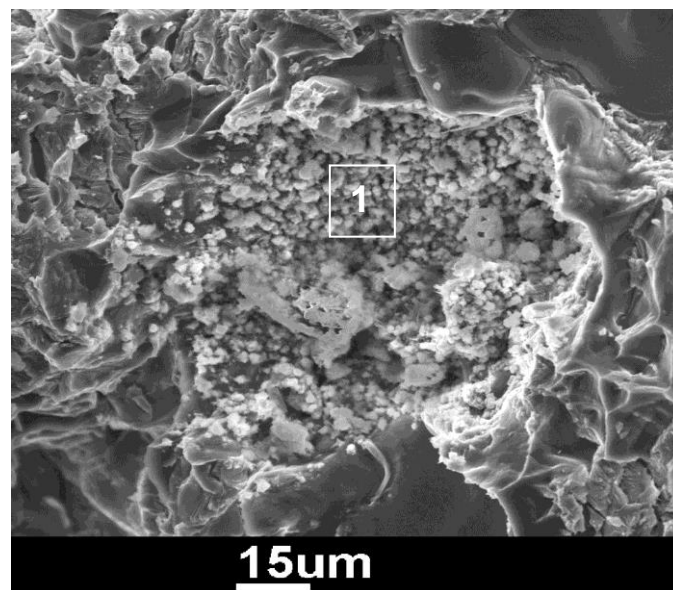


Abbildung 42. Agglomerat aus den TiB_2 -Partikeln im Gefüge der Legierung AlZn8Mg2,6Cu1,6 nach der Zugabe von 2 Gew.-% AlTi5B1

Die EDX-Analyse von Partikeln im Agglomerat zeigt Abbildung 43.

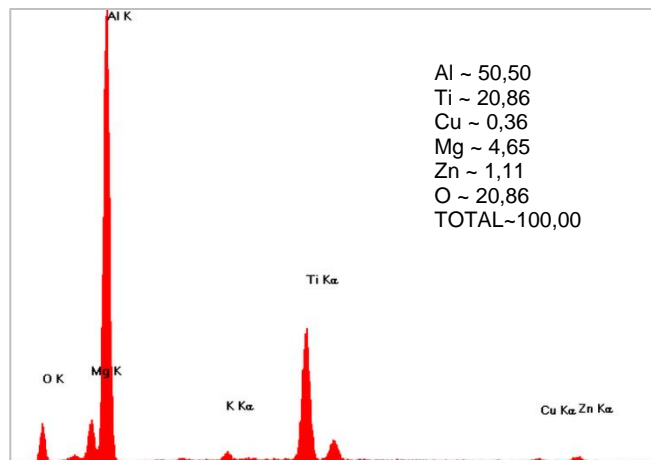


Abbildung 43. EDX-Analyse von Partikeln aus dem Agglomerat

Der Borgehalt konnte mit dem am IMET zur Verfügung stehenden EDX-Zusatz nicht gemessen werden.

5.7.1.2 Kombinierte Zugabe von Titan und AlTi5B1

Zur Klärung der Wirkung des Titangehaltes auf die Kornfeinung wurde in einem weiteren Versuch die Titankonzentration in der Legierung AlZn8Mg2,6Cu1,6 mit Hilfe der Vorlegierung AlTi6 auf 0,27 Gew.-% eingestellt und zusätzlich, analog zu Versuch 2, der Schmelze 0,4 Gew.-% der Vorlegierung AlTi5B1 zugegeben. Für Titangehalte, die im überperitektischen Bereich liegen ($> 0,15$ Gew.-% Ti), wird erwartet [Ger2009], dass eine Kornfeinung durch die Anwesenheit der keimwirksamen Al_3Ti - und TiB_2 -Partikel begünstigt wird. Als weiterer positiver Effekt wird darüber hinaus die starke Verhinderung des Kornwachstums durch vorhandenes freies Titan von 0,15 Gew.-% gesehen. Die Ergebnisse dieser Kornfeinungsbehandlung sind in Tabelle 17 und Abbildung 44 dargestellt.

Tabelle 17. Gefüge und Warmrissverhalten der Legierung AlZn8Mg2,6Cu1,6 mit 0,27 Gew.-% Titan und zusätzlicher Zugabe von 0,4 Gew.-% Vorlegierung AlTi5B1

| gesamter Titangehalt, Gew.-% | davon freier Titangehalt, Gew.-% | <i>GRF</i> | Ge- füge | Mittlere Korn- größe, µm | Sdt. Abw. Korn- größe, µm | Mittlere WRZ | Sdt. Abw. WRZ |
|------------------------------------|----------------------------------------|------------|-------------|-----------------------------------|------------------------------------|-----------------|---------------------|
| 0,28 | 0,15 | 52 | gl* | 48 | 12 | 2,0 | 0,18 |

* gl-globulitisch

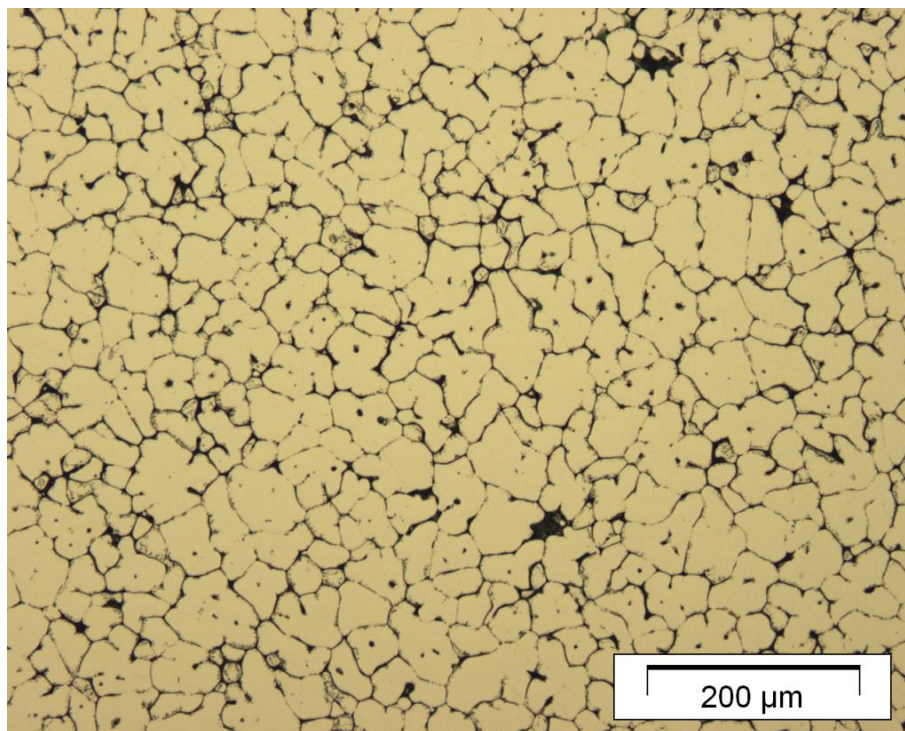


Abbildung 44. Gefüge der Legierung AlZn8Mg2,6Cu1,6 mit 0,27 Gew.-% Ti und zusätzlicher Zugabe von 0,4 Gew.-% AlTi5B1. Abguss in die Sternkokille. Korngröße 48 µm

Es ist ersichtlich, dass die Einstellung des Titangehaltes auf 0,27 Gew.-% Ti und gleichzeitige Zugabe von 0,4 Gew. % der Vorlegierung AlTi5B1 die ähnliche Kornfeinungswirkung wie bei der Zugabe von 0,4 Gew.-% AlTi5B1 bewirkt, Tabelle 16. Der Unterschied in der Gefügeausbildung, siehe Abbildung 39 und 44, besteht dennoch darin, dass der eingestellte Titangehalt der Schmelze von 0,28 Gew.-% zu einer sichtbaren Abrundung der Körner führt

und ein überwiegend globulitisches Gussgefüge erzeugt. Als Ergebnis der erreichten Verbesserung der Erstarrungsmorphologie wurde eine Verringerung der Warmrisszahl von 2,5 auf 2,0 festgestellt.

5.7.2 Legierung AlZn8Mg2,6Cu2,6

5.7.2.1 Zugabe von AlTi5B1

Die Ergebnisse der Kornfeinungsversuche der Legierung AlZn8Mg2,6Cu2,6 mit Zugaben der Vorlegierung AlTi5B1 sind in Tabelle 18 dargestellt.

Tabelle 18. Einfluss von verschiedenen Zugaben der Vorlegierung AlTi5B1 auf Gefüge und Warmrissverhalten der Legierung AlZn8Mg2,6Cu2,6

| Ver- such | Zugabe, Gew.-% | freies Titan, Gew.-% | <i>GRF</i> | Ge- füge | Mittlere Korn- größe, µm | Sdt. Abw. Korn- größe, µm | Mittlere WRZ | Sdt. Abw. WRZ |
|--------------|-------------------|----------------------------|------------|-------------|-----------------------------------|------------------------------------|-----------------|---------------------|
| 1 | - | 0,020 | 27 | gd* | >1000 | - | 3,7 | 0,21 |
| 2 | 0,4 | 0,031 | 30 | fd* | 41 | 12 | 1,5 | 0,18 |
| 3 | 1 | 0,048 | 33 | fd* | 76 | 25 | 1,7 | 0,11 |
| 4 | 2 | 0,076 | 39 | fd* | 84 | 26 | 1,7 | 0,21 |

*gd- grobdendritisch; fd-feindendritisch

Im Rahmen dieser Versuchsreihe wurde herausgefunden, dass die steigenden Zugaben der Vorlegierung AlTi5B1 die gleiche Wirkung auf die Gefügeausbildung der Legierung AlZn8Mg2,6Cu2,6 wie bei der untersuchten Legierung AlZn8Mg2,6Cu1,6 ausüben. Abbildung 45 zeigt die grobdendritische Gefügeausbildung der Legierung AlZn8Mg2,6Cu2,6, die ohne Kornfeinungsbehandlung hergestellt wurde. Im Weiteren wurde festgestellt, dass die beste Kornfeinung ebenfalls wie bei der Legierung AlZn8Mg2,6Cu1,6 durch Zugabe von 0,4 Gew.-% Vorlegierung AlTi5B1 erreicht wird, Abbildung 46. In diesem Fall ermöglicht die erzielte feine Korngröße der Legierung AlZn8Mg2,6Cu2,6 eine Reduzierung der Warmrisszahl von 3,7 auf 1,5. Weitere Zugaben der Vorlegie-

rung AlTi5B1 führen zur Vergrößerung der Körner (Abbildung 47 und 48), wodurch sich die Warmrisszahl auf einen Wert von 1,7 verschlechtert.

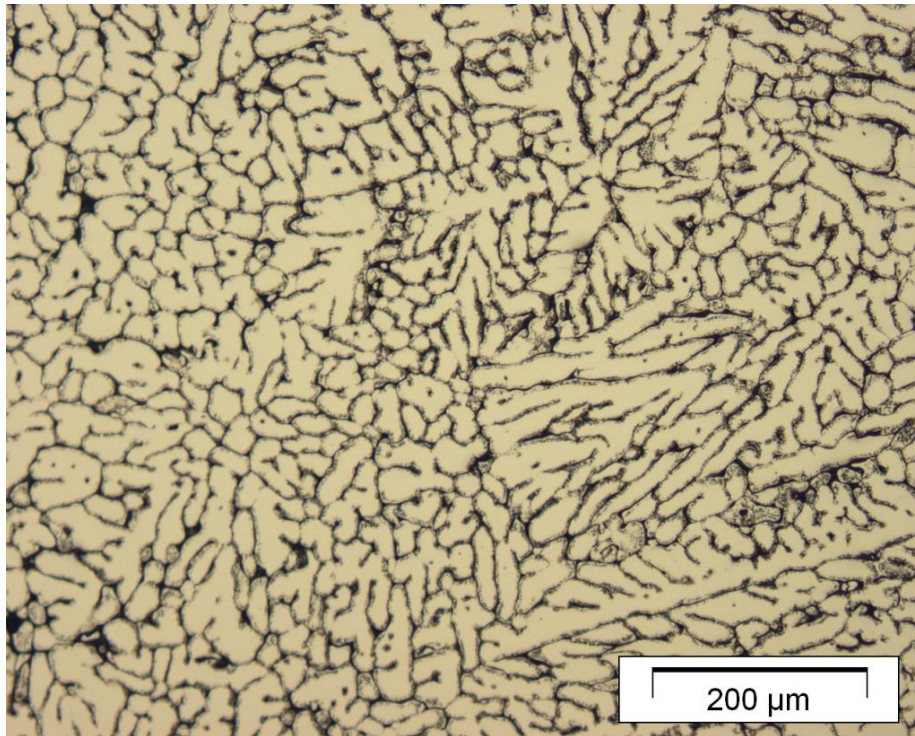


Abbildung 45. Gefüge der Legierung AlZn8Mg2,6Cu2,6 ohne Kornfeinung nach dem Abguss in die Sternkokille

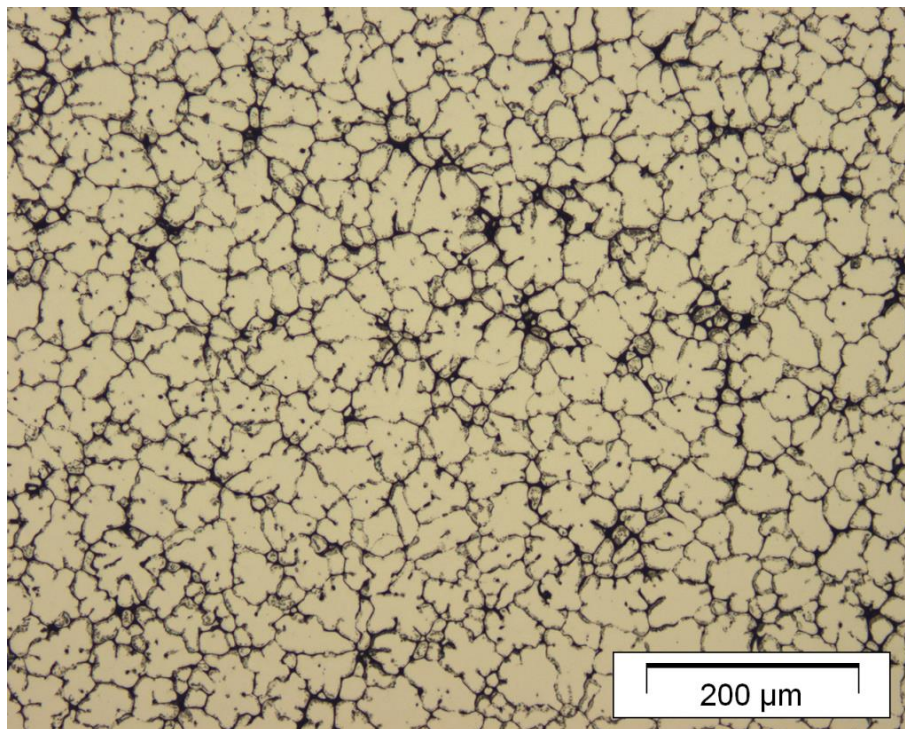


Abbildung 46. Gefüge der Legierung AlZn8Mg2,6Cu2,6 mit 0,4 Gew.-% AlTi5B1 nach dem Abguss in die Sternkokille, Korngröße 41 µm

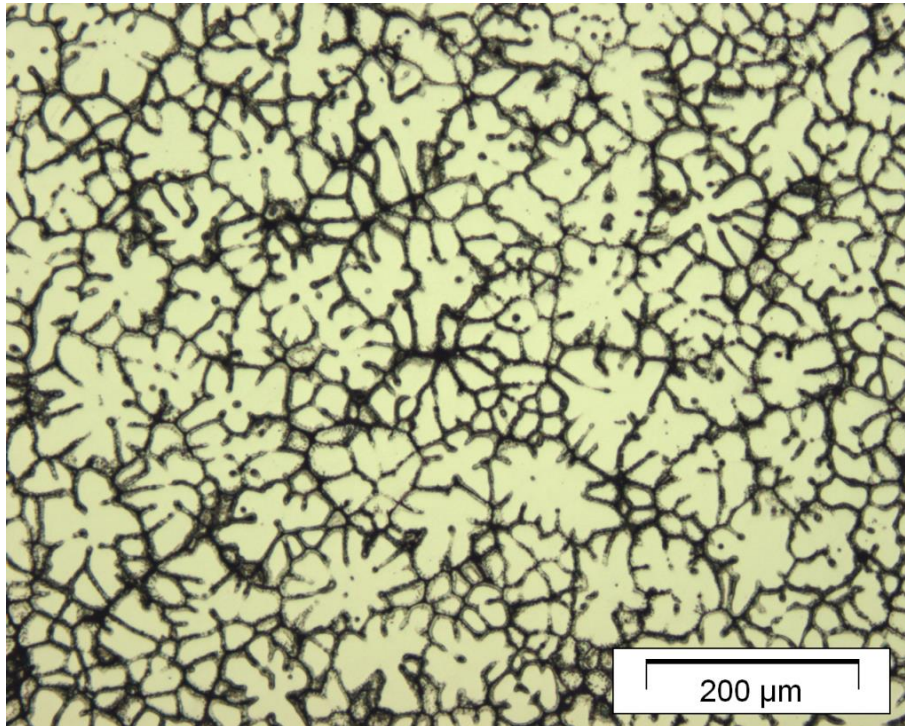


Abbildung 47. Gefüge der Legierung AlZn8Mg2,6Cu2,6 mit 1 Gew.-% AlTi5B1 nach dem Abguss in die Sternkokille, Korngröße 76 µm

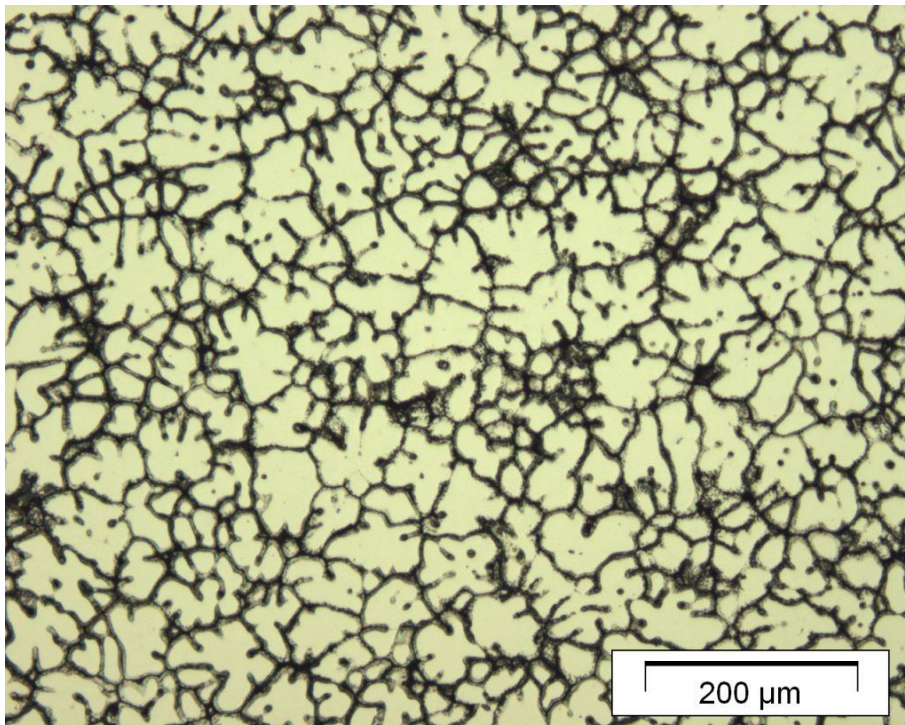


Abbildung 48. Gefüge der Legierung AlZn8Mg2,6Cu2,6 mit 2 Gew.-% AlTi5B1 nach dem Abguss in die Sternkokille, Korngröße 84 µm

5.7.2.2 Kombinierte Zugabe von Titan und AlTi5B1

Die Einstellung des Titangehaltes der Schmelze auf 0,28 Gew.-% (Zugabe von 0,27 Gew.-% mit Vorlegierung AlTi6 und nachfolgende Zugabe von 0,4 Gew.-% Vorlegierung AlTi5B1) bewirkt bei der Legierung AlZn8Mg2,6Cu2,6 eine Verringerung der Korngröße auf 44 µm. Die Erstarrungsmorphologie kann als globulitisch bezeichnet werden, Abbildung 49. Die ermittelte Warmrisszahl verbessert sich in diesem Fall auf 1,25, Tabelle 19.

Tabelle 19. Gefüge und Warmrissverhalten der Legierung AlZn8Mg2,6Cu2,6 mit 0,27 Gew.-% Titan und zusätzlicher Zugabe von 0,4 Gew.-% Vorlegierung AlTi5B1

| gesamter Titangehalt, Gew.-% | davon freier Titangehalt, Gew.-% | <i>GRF</i> | Ge- füge | Mittlere Korn- größe, µm | Sdt. Abw. Korn- größe, µm | Mittlere WRZ | Sdt. Abw. WRZ |
|------------------------------------|----------------------------------------|------------|-------------|-----------------------------------|------------------------------------|-----------------|---------------------|
| 0,28 | 0,15 | 55 | gl* | 44 | 17 | 1,25 | 0,18 |

* gl-globulitisch

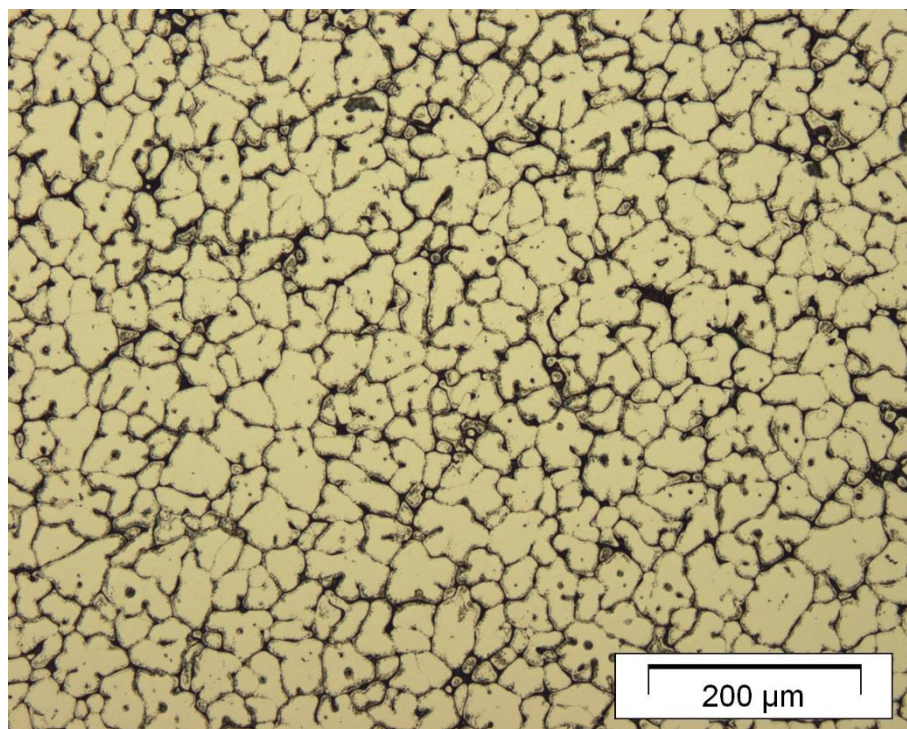


Abbildung 49. Gefüge der Legierung AlZn8Mg2,6Cu2,6 mit 0,27 Gew.-% Ti und zusätzlicher Zugabe von 0,4 Gew.-% AlTi5B1. Abguss in die Sternkokille. Korngröße 44 µm

Bei dieser Kornfeinungsbehandlung ist jedoch zu beachten, dass der gesamte Titangehalt in der Schmelze einen kritischen Wert von 0,3 Gew.-% nicht übersteigen soll. Zu hohe Titangehalte führen zur Bildung im Gefüge spröder block- und plattenförmiger Al_3Ti -Phasen, Abbildung 50.

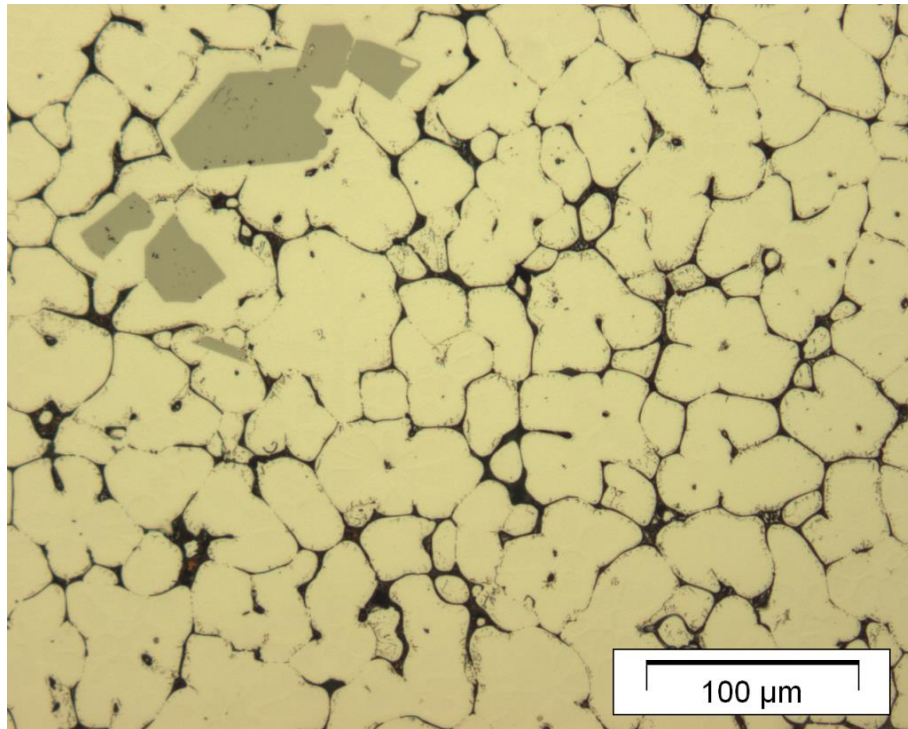


Abbildung 50. Grobe Al_3Ti -Ausscheidungen im Gefüge der Legierung AlZn8Mg2,6Cu2,6 bei einem gesamten Titangehalt von 0,35 Gew.-%

5.8 Ergebnisse der thermischen Analyse

Bei diesen Versuchen wurde untersucht, ob ein Zusammenhang zwischen den aus den Abkühlungskurven ermittelten Kennwerten KF_{16} , $KF_{16}(T_L)$ sowie (T_L-DCP) und den erreichten Korngrößen besteht und wie gut diese Parameter zur Kontrolle der Kornfeinungswirksamkeit bei der Legierung $AlZn8Mg2,6Cu2,6$ geeignet sind.

Der Einfluss der unterschiedlichen Zugabemengen der Vorlegierung $AlTi5B1$ auf das Abkühlungsverhalten der Legierung $AlZn8Mg2,6Cu2,6$ im Bereich der primären Erstarrung der α -Al-Mischkristallphase ist in den Abbildungen 51 bis 54.

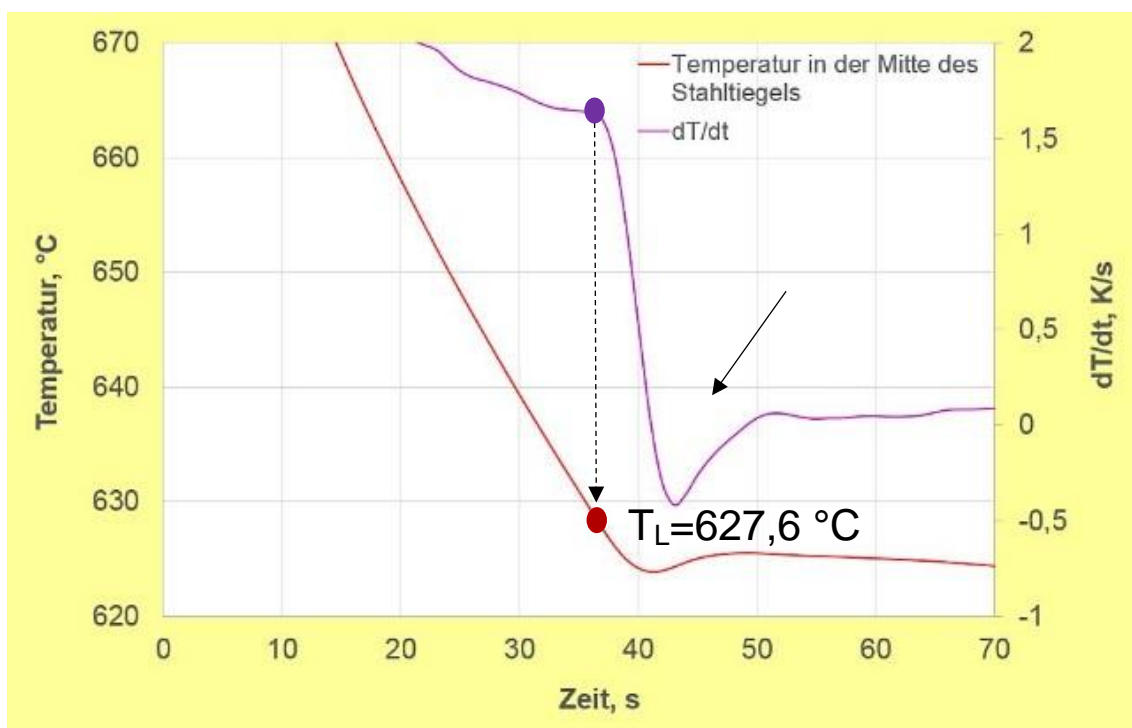


Abbildung 51. Thermische Analyse der Legierung $AlZn8Mg2,6Cu2,6$ ohne Kornfeinung

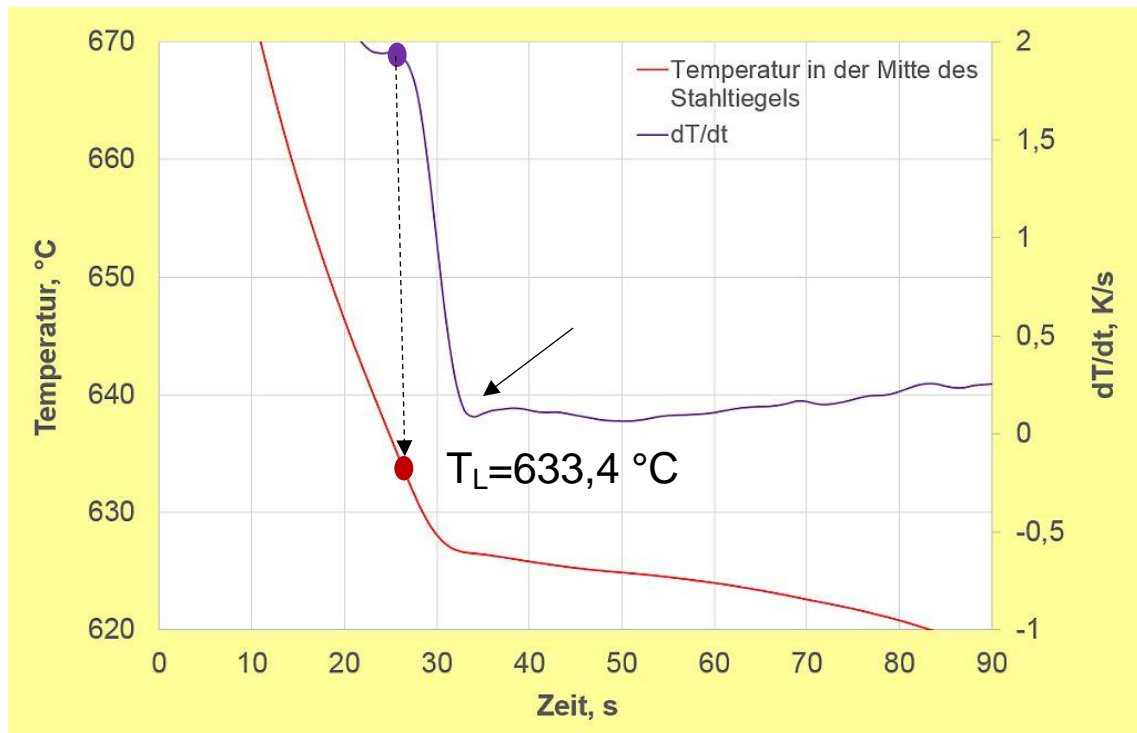


Abbildung 52. Thermische Analyse der Legierung AlZn8Mg2,6Cu2,6 mit 0,4 Gew.-% AlTi5B1

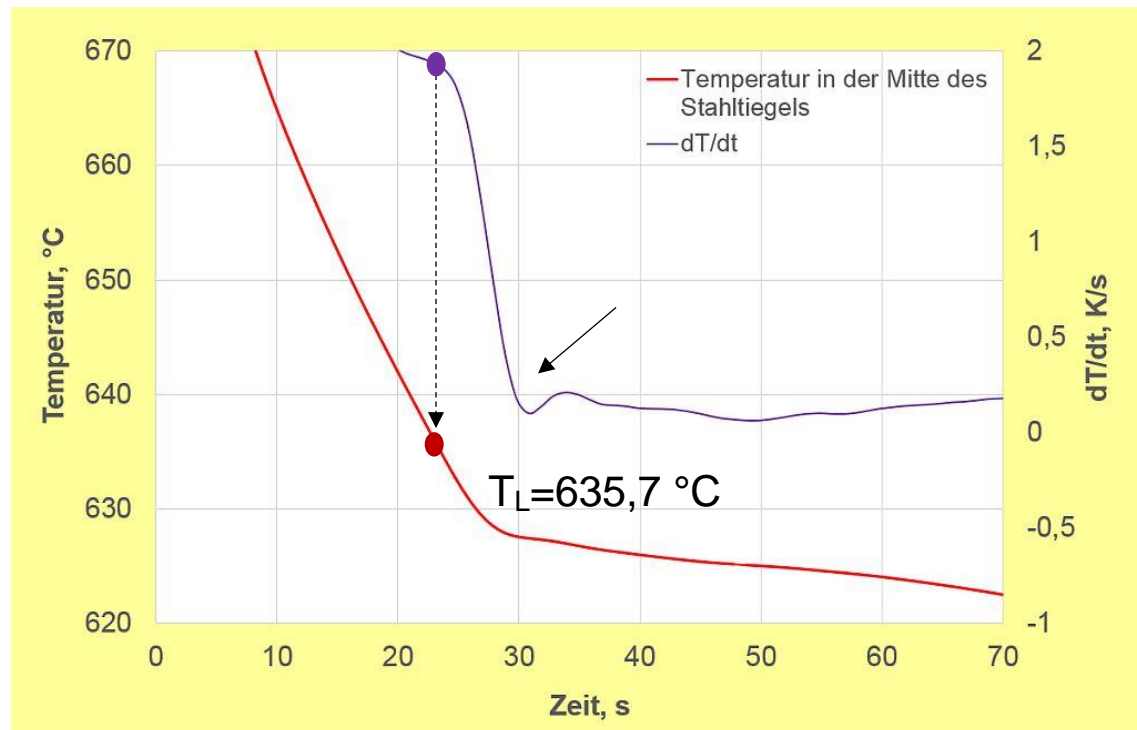


Abbildung 53. Thermische Analyse der Legierung AlZn8Mg2,6Cu2,6 mit 1 Gew.-% AlTi5B1

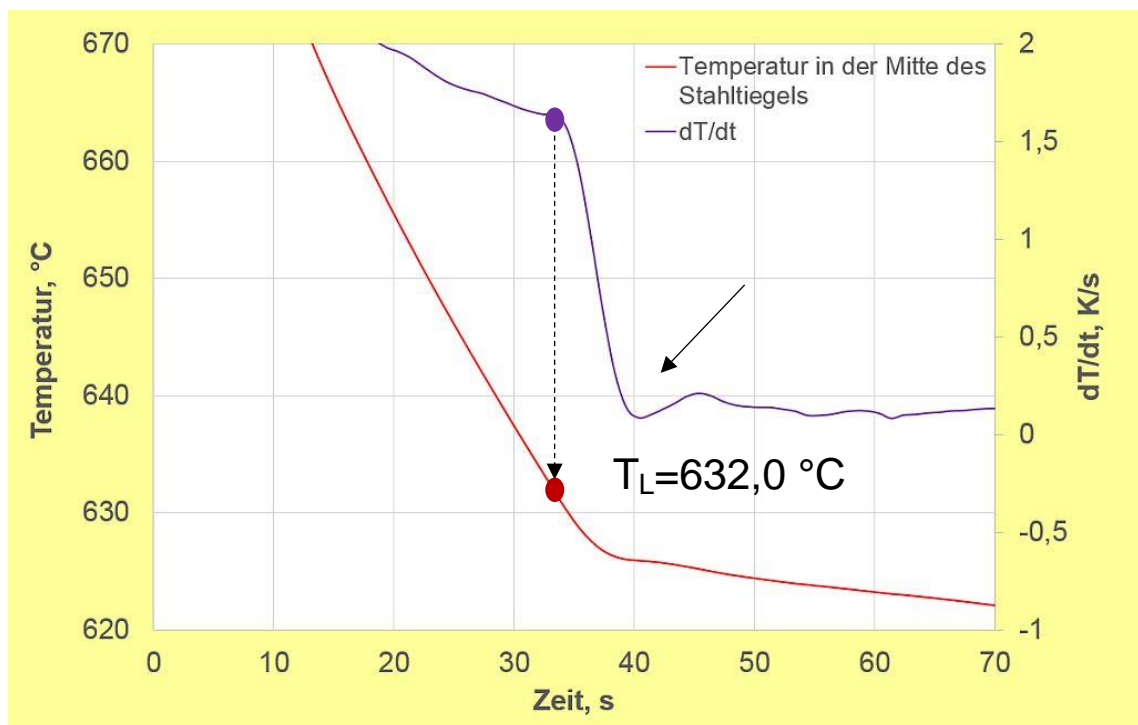


Abbildung 54. Thermische Analyse der Legierung AlZn8Mg2,6Cu2,6 mit 2 Gew.-% AlTi5B1

Es wurde beobachtet, dass die Abkühlungskurve der Legierung ohne Kornfeinung eine starke Rekaleszenz von 1,5 °C aufweist, Abbildung 51. Die große Fläche des Liquiduspeaks in der differenzierten Abkühlungskurve und die geringe Liquidustemperatur von 627,6 °C sind weitere Merkmale für eine grob-dendritische Gefügeausbildung und schlechte Kornfeinung. Im Gegenzug dazu weisen die hohe Liquidustemperatur von 633,4 °C, keine Rekaleszenz, sowie sehr kleiner und schmaler Liquiduspeak in der differenzierten Abkühlungskurve auf eine sehr gute Kornfeinung hin, die nach der Zugabe der 0,4 Gew.-% der Vorlegierung AlTi5B1 erreicht wurde, Abbildung 46. Die weitere Erhöhung der Kornfeinungszugaben auf 1 Gew.-% bzw. 2 Gew.-% bewirkt das Auftreten eines relativ breiten Liquiduspeaks in der ersten Ableitung der Abkühlungskurve und kann als Zeichen für eine schlechtere Kornfeinung als nach der Zugabe von 0,4 Gew.-% AlTi5B1 gesehen werden, Abbildungen 53 und 54.

Die Ergebnisse der Thermischen Analyse mit zwei Thermoelementen sind in Abbildungen 55-58 dargestellt.

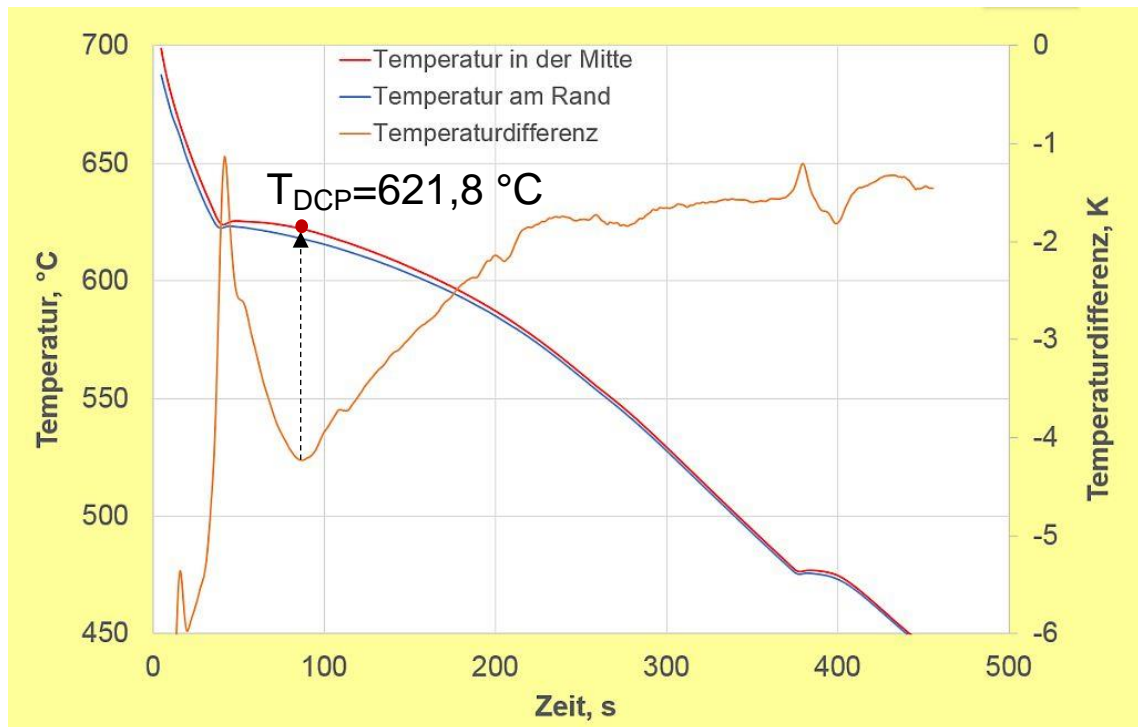


Abbildung 55. Thermische Analyse mit zwei Thermoelementen der Legierung AlZn8Mg2,6Cu2,6 ohne Kornfeinung

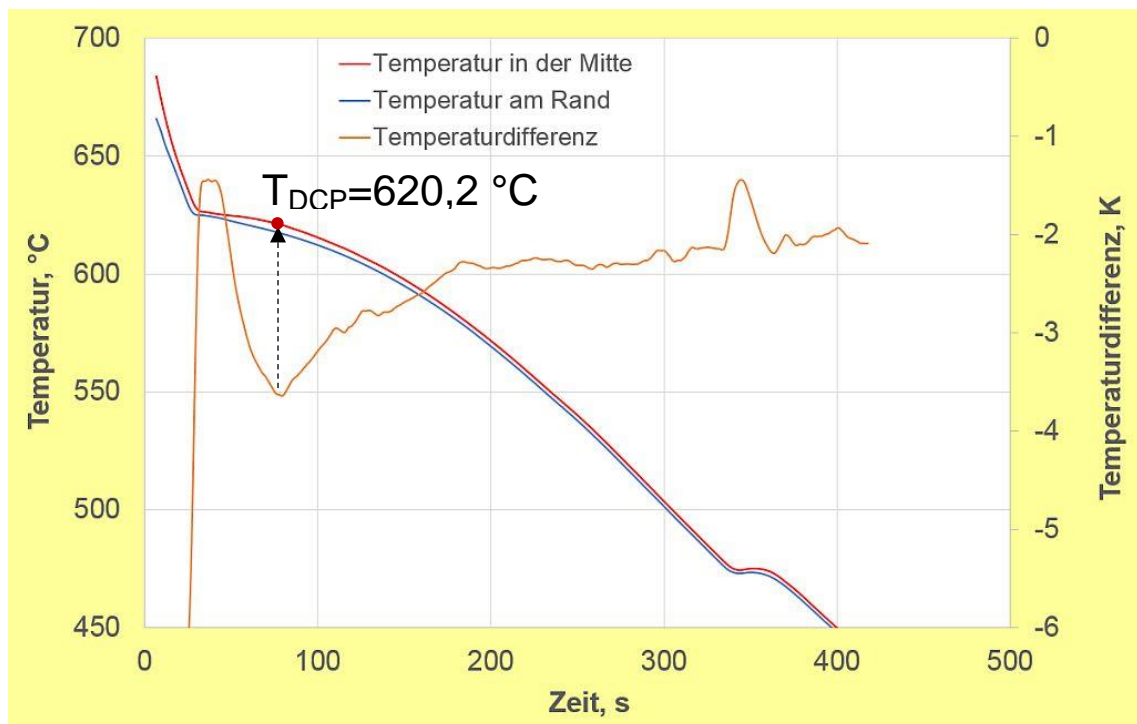


Abbildung 56. Thermische Analyse mit zwei Thermoelementen der Legierung AlZn8Mg2,6Cu2,6 mit 0,4 Gew.-% AlTi5B1

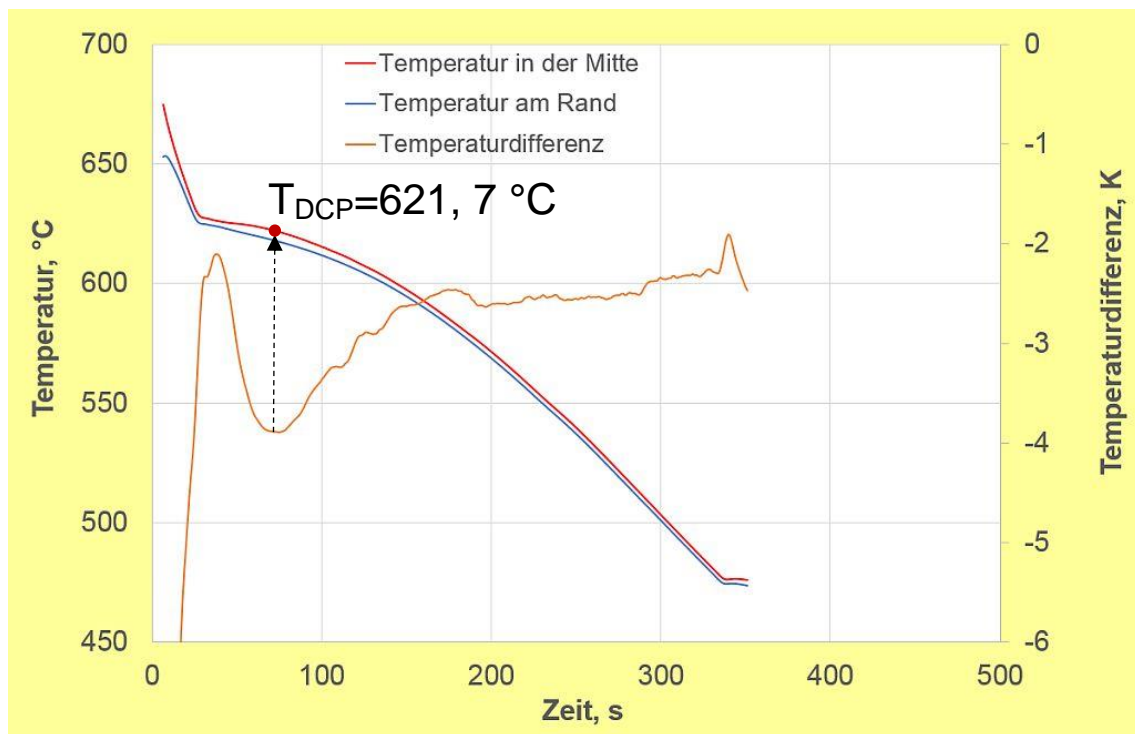


Abbildung 57. Thermische Analyse mit zwei Thermoelementen der Legierung AlZn8Mg2,6Cu2,6 mit 1 Gew.-% AlTi5B1

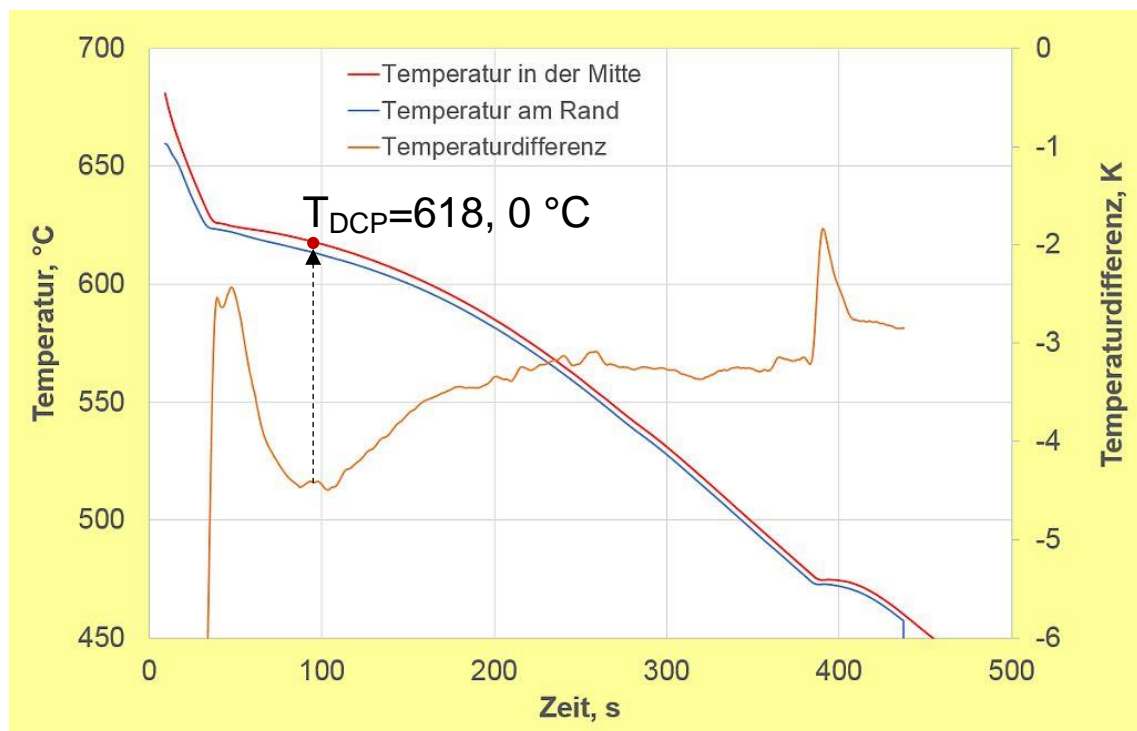


Abbildung 58. Thermische Analyse mit zwei Thermoelementen der Legierung AlZn8Mg2,6Cu2,6 mit 2 Gew.-% AlTi5B1

Aus den Abbildungen 55 bis 58 ist ersichtlich, dass es keine eindeutige Tendenz im Verlauf der Dendritenkohärenztemperaturen (DCP) infolge der Kornfeinung bei der Legierung AlZn8Mg2,6Cu2,6 gibt. Dieses Verhalten ist anders als bei den AlSiCu-Legierungen, bei denen mit besserer Kornfeinung die DCP-Werte abnehmen [Vel2001, Mal2009].

Des Weiteren wurden die Korrelationen der mit Hilfe der Thermischen Analyse ermittelten Parameter KF16, KF16(T_L) und (T_L-DCP) zu gemessenen Korngrößen untersucht, Tabelle 20.

Tabelle 20. Zusammenhang zwischen den ermittelten Kennwerten KF16, KF16(T_L) und (T_L-DCP) bei der Legierung AlZn8Mg2,6Cu2,6 und den erreichten Korngrößen

| Zugabe der Vorlegierung AlTi5B1, Gew.-% | Korngröße, μm | KF16, K | KF16(T _L), K | T _L -DCP, K |
|-----------------------------------------|--------------------------|---------|--------------------------|------------------------|
| Keine | >1000 | 28,8 | 2,3 | 5,8 |
| 0,4 | 41 | 24,9 | 7,6 | 13,2 |
| 1 | 76 | 17,6 | 8,3 | 14,5 |
| 2 | 84 | 28,4 | 6,8 | 14,0 |

Ein Vergleich der KF16-Werte ohne und mit Kornfeinung macht deutlich, dass das bekannte Verfahren KF16 zur Kontrolle der Kornfeinung bei der untersuchten Legierung nicht geeignet ist. Es ist zu sehen, dass aus den erhaltenen Daten keine Gesetzmäßigkeiten abgeleitet werden können. Anders stellen sich hingegen die untersuchten Abhängigkeiten der Kornfeinung von den Kennwerten KF16(T_L) und (T_L-DCP) dar. Wie erwartet, nehmen die Parameter KF16(T_L) und (T_L-DCP) nach der Kornfeinungsbehandlung zu. Die Zunahme des Parameters KF16(T_L) beträgt im Vergleich zum unbehandelten Zustand je nach Zugabemenge der Vorlegierung AlTi5B1 die Werte von 4,5 K bis 6,0 K. Für den Parameter (T_L-DCP) ist der Anstieg höher und liegt im Bereich von

7,4 K bis 8,7 K. Diese Ergebnisse zeigen, dass die Kennwerte $KF16(T_L)$ und (T_L-DCP) für die Überwachung der erreichten Kornfeinungswirkung bei der Legierung $AlZn8Mg2,6Cu2,6$ geeignet sind. Allerdings scheint es unter Nutzung der $KF16(T_L)$ und (T_L-DCP) jedoch noch nicht möglich zu sein, aufgrund der durchgeführten thermischen Analysen, zwischen den Korngrößen von 41 μm und 84 μm zu unterscheiden, Tabelle 20. Um die Anwendungsgrenzen für diese beiden Verfahren genauer zu bestimmen und weitere Verbesserungsvorschläge zu erarbeiten, sind weitere Untersuchungen erforderlich, die nicht Teil dieser Arbeit sind.

5.9 Potential der Legierung AlZn8Mg2,6Cu2,6 für die Anwendung im Leichtbau

Um das große Potential der Legierung AlZnMgCu-Legierungen für die Anwendung im Leichtbau aufzuzeigen, wurde die bekannte hochfeste Referenzlegierung AlCu4MgTi unter gleichen Bedingungen wie die beste untersuchte Legierung AlZn8Mg2,6Cu2,6 hergestellt und ihre Eigenschaften miteinander verglichen.

Die Vorteile der Legierung AlZn8Mg2,6Cu2,6 für die Anwendung im Leichtbau sind besonders im Vergleich ihrer Festigkeitseigenschaften mit denen der hochfesten Legierung AlCu4MgTi ersichtlich, Tabelle 21. Dabei ist die Legierung AlZn8Mg2,6Cu2,6 sogar nach der Wärmebehandlung T7 der etablierten Legierung AlCu4MgTi im T6-Zustand deutlich überlegen.

Tabelle 21. Vergleich der mechanischen Eigenschaften der Legierung AlZn8Mg2,6Cu2,6 mit der Referenzlegierung AlCu4MgTi

| KenngroÙe | AlCu4MgTi T6 | AlZn8Mg2,6Cu2,6 T7 |
|---------------------|-----------------|-----------------------|
| Festigkeit, MPa | 365 | 480 |
| 0,2-Dehngrenze, MPa | 274 | 454 |
| Bruchdehnung, % | 8 | 1,5 |

Im Anschluss an die mechanischen Versuchen wurden die gieÙtechnologischen Eigenschaften der Legierung AlZn8Mg2,6Cu2,6 untersucht und mit denen der hochfesten Legierung AlCu4MgTi verglichen, Tabelle 22.

Tabelle 22. Vergleich des GieÙverhaltens der Legierung AlZn8Mg2,6Cu2,6 mit der Referenzlegierung AlCu4MgTi

| Legierung | FlieÙvermögen | Makrolunker | Mikrolunker | WRZ* |
|-----------------|---------------|-------------|-------------|------|
| AlZn8Mg2,6Cu2,6 | 47 cm | 18,3 % | 0,3 % | 1,25 |
| AlCu4MgTi | 46 cm | 18,7 % | 0,4 % | 3,75 |

* Sternkokille bei 300 °C; Zugabe von 0,4 Gew.-% AlTi5B1

Es ist zu sehen, dass bei Fließvermögen und Lunkerverhalten der beiden Legierungen nahezu keine Unterschiede vorhanden sind, Abbildung 59 und 60.

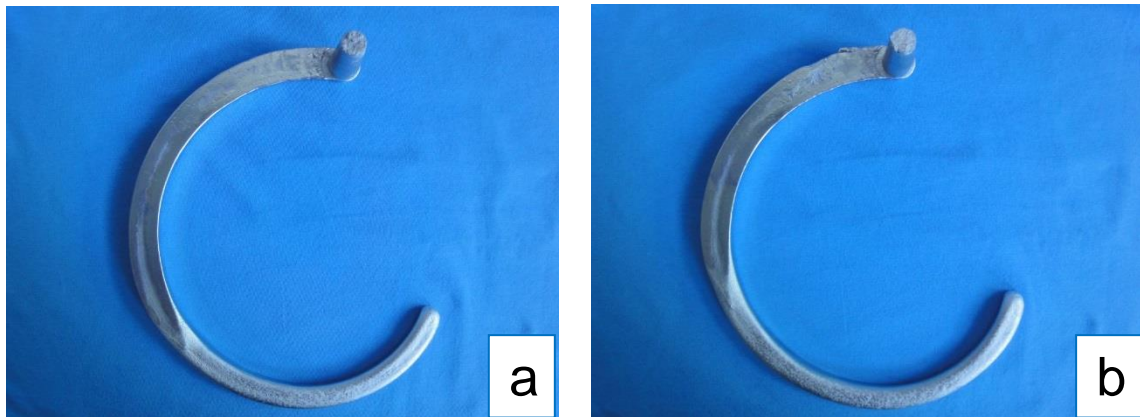


Abbildung 59. Spiralprobe aus der Legierung
a) AlZn8Mg2,6Cu2,6; b) AlCu4MgTi

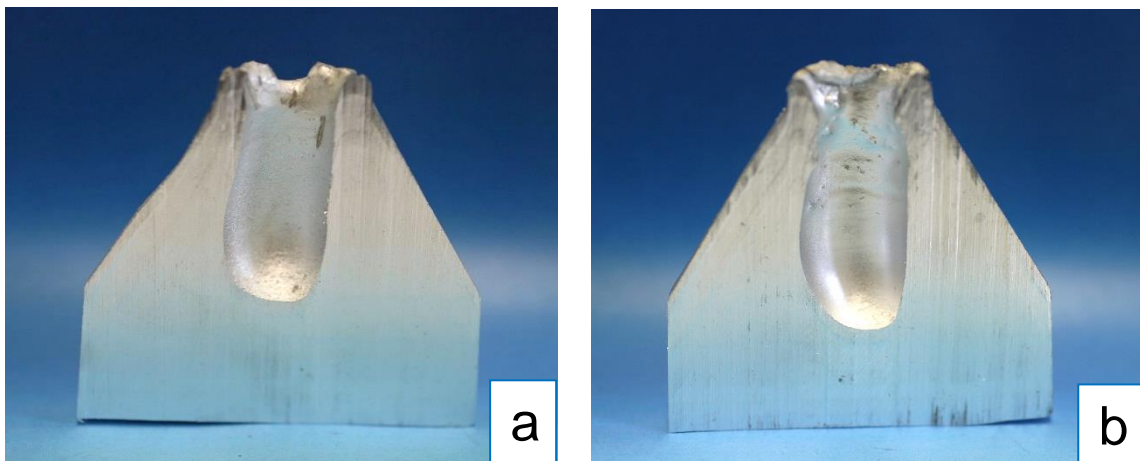


Abbildung 60. Taturprobe aus der Legierung
a) AlZn8Mg2,6Cu2,6; b) AlCu4MgTi

Im Vergleich zur Referenzlegierung AlCu4MgTi (WRZ von 3,75) besitzt die Legierung AlZn8Mg2,6Cu2,6 eine bessere Warmrissbeständigkeit und ist für gießtechnische Verarbeitung besser geeignet. Mit einer Warmrisszahl von 1,25 (Sternkokille bei 300 °C) gehört die Legierung AlZn8Mg2,6Cu2,6 nach in [Pab2010] vorgeschlagener Klassifikation der Gruppe der Gusswerkstoffe mit geringer Warmrissempfindlichkeit zu und ist somit im Kokillengießverfahren für komplexe Bauteilgeometrien erfolgreich einsetzbar.

6. Zusammenfassung und Ausblick

Moderner Leichtbau kann nur mit leichten Werkstoffen mit einem ansprechenden Eigenschaftsprofil realisiert werden. Ein besonders hohes Potential zeigen dabei die höchstfesten AlZnMgCu-Legierungen, die sich durch Festigkeitswerte von über 600 MPa bei einem Drittel der Dichte von Eisenwerkstoffen auszeichnen. Die AlZnMgCu-Legierungen werden bis jetzt hauptsächlich als Knetlegierungen verarbeitet, da sie eine sehr hohe Warmrissanfälligkeit aufweisen und ihre gießtechnische Verarbeitung zur Herstellung dünnwandiger Leichtbaukomponenten im Kokillengießverfahren stark eingeschränkt ist.

Nach einer umfangreichen Literaturanalyse wurden in dieser Arbeit drei unterschiedliche Methoden zur Berechnung der Terminal Freezing Ranges *TFR* auf ihre Eignung zur Vorhersage der Warmrissneigung der AlZnMgCu-Legierungen überprüft und auf ihre Aussagekräftigkeit analysiert. Dabei wurde herausgefunden, dass durch Festlegen des für die Warmrissbildung relevanten Bereiches auf einen Festphasenanteil von 0,90 bis 0,995 eine gute Korrelation zwischen den mit Sternkokille ermittelten Warmrisszahlen und der berechneten *TFR* erreicht wird. Mit den aus den thermodynamischen Berechnungen gewonnenen *TFR* der AlZnMgCu-Legierungen und der Korrelation zu ihren ermittelten Warmrisszahlen ist es nun möglich, die Optimierung der Zusammensetzung von diesen Legierungen kosten- und zeiteffizient bereits im Vorfeld der praktischen Untersuchungen durchzuführen.

Darüber hinaus liefern die thermodynamischen Berechnungen wichtige Erkenntnisse zur Wirkung der Hauptlegierungselemente Zink, Magnesium und Kupfer auf die Phasenbildung und die damit verbundene Warmrissneigung der AlZnMgCu-Legierungen. Es wurde gezeigt, dass die mit dem Programm Pandat berechneten Anteile der zuletzt erstarrenden T -(Al₂Mg₃Zn₃)-Phase mit gutem Erfolg zur Vorhersage des Warmrissverhaltens der AlZnMgCu-Legierungen verwendet werden können, wobei geringere Mengen dieser Phase ein Indiz für eine bessere Warmrissbeständigkeit sind. Zudem wurde festgestellt, dass bei

den Legierungen $\text{AlZn}_{6,8}\text{Mg}_{2,6}\text{Cu}_{2,6}$ und $\text{AlZn}_{8}\text{Mg}_{2,6}\text{Cu}_{2,6}$ mit bestem Warmrissverhalten im Gegensatz zu allen anderen untersuchten Legierungen keine Ausscheidung der $T-(\text{Al}_2\text{Mg}_3\text{Zn}_3)$ -Phase stattfindet, was auf eine besonders negative Rolle dieser Phase bei der Warmrissbildung hinweist. Um den Anteil der schädlichen $T-(\text{Al}_2\text{Mg}_3\text{Zn}_3)$ -Phase zu verringern, sollen bei den AlZnMgCu -Legierungen die Magnesiumgehalte an der unteren Spezifikationsgrenze und Kupfergehalte an der oberen Spezifikationsgrenze eingestellt werden.

Die weiteren Untersuchungen zeigen, dass eine hohe Menge der $\eta-(\text{MgZn}_2)$ -Phase die Warmrissbeständigkeit der AlZnMgCu -Legierungen verbessert und somit anzustreben ist. Diese Phase löst eine beträchtliche Menge an Kupfer, so dass ihr Anteil im Gefüge durch zunehmende Kupferzugaben steigt. Die gleiche positive Wirkung haben auch die Zinkzugaben.

Ein wichtiges Ergebnis dieser Arbeit ist eine erstmals festgestellte Korrelation zwischen den berechneten Magnesiumgehalten im letzten Temperaturbereich der Erstarrung und den ermittelten Warmrisszahlen bei den untersuchten AlZnMgCu -Legierungen. Die Versuche zeigen, dass die nach thermodynamischer Berechnung erwartete Anreicherung der Restschmelze mit Magnesium ein Zeichen für ein schlechtes Warmrissverhalten ist und als Ergänzung zu anderen in dieser Arbeit bereits gefundenen Kriterien zur Vorhersage der Warmrissneigung verwendet werden kann. Die hohen Magnesiumkonzentrationen reduzieren nach Angaben in der Literatur die Oberflächenspannung der Restschmelze in den Korngrenzenbereichen und verringern somit die zum Trennen der Körner benötigte Kraft.

Da es zurzeit noch keine Einigung gibt, mit welcher Kornfeinungsbehandlung die beste Kornfeinung der α -Al-Mischkristallphase erreicht werden kann, wurden in dieser Arbeit eigene Versuche vorgenommen. Als Ergebnis der durchgeführten Untersuchungen zur Kornfeinung der Legierungen $\text{AlZn}_{8}\text{Mg}_{2,6}\text{Cu}_{1,6}$ und $\text{AlZn}_{8}\text{Mg}_{2,6}\text{Cu}_{2,6}$ lässt sich festhalten, dass die Zugabe von 0,4 Gew.-% der Vorlegierung AlTi5B1 zur Erzielung der maximalen

Kornfeinung ausreichend ist. Dabei liegen die erreichten Warmrisszahlen für die untersuchten Legierungen bei 2,5 und 1,5. Eine weitere Erhöhung der Zugabemengen der Vorlegierung AlTi5B1 führt, bedingt durch starke Agglomeration der TiB₂-Partikel, wiederum zur Verschlechterung der Kornfeinungseffektivität und begünstigt die Warmrissbildung.

Die beste Warmrissbeständigkeit wird durch eine kombinierte Zugabe von 0,27 Gew.-% Ti und 0,4 Gew.-% AlTi5B1 erzielt, wodurch gleichzeitig sehr feine Korngrößen (kleiner als 50 µm) und eine globulitische Eiformung der Körner erreicht werden. Diese Gefügebildung ermöglicht, die Warmrisszahl bei der stark warmrissanfälligen Legierung AlZn8Mg2,6Cu1,6 auf einen für die industrielle Praxis akzeptablen Wert von 2,0 zu reduzieren. Besonders positiv zeigte sich die Wirkung der optimalen Kornfeinungsbehandlung auf die Verbesserung der Warmrissbeständigkeit der Legierung AlZn8Mg2,6Cu2,6. Durch kombinierte Zugabe von 0,27 Gew.-% Ti und 0,4 Gew.-% AlTi5B1 ist es gelungen, die Warmrisszahl auf 1,25 zu verringern. Somit kann die Legierung AlZn8Mg2,6Cu2,6 der Gruppe der Gusswerkstoffe mit geringer Warmrissempfindlichkeit zugeordnet und uneingeschränkt im Kokillengießverfahren verarbeitet werden.

Zur Kontrolle der Kornfeinungseffektivität bei den Aluminiumlegierungen bietet sich die Thermische Analyse an. Aufgrund der komplexen Vorgänge bei der Keimbildung und dem Kornwachstum ist es jedoch bisher nicht gelungen, ein allgemeingültiges Kontrollverfahren für die verschiedenen Aluminiumlegierungen zu entwickeln. In dieser Arbeit wurden drei unterschiedliche Verfahren auf ihre Eignung zur Überwachung der Kornfeinung bei den AlZnMgCu-Legierungen untersucht und die Korrelationen zwischen den aus den Abkühlungskurven ermittelten Kennwerten KF16, KF16(T_L) sowie (T_L-T_{DCP}) und den erreichten Korngrößen analysiert.

Die Untersuchungen zeigen, dass das bekannte Verfahren KF16 zur Kontrolle der Kornfeinung bei der Legierung AlZn8Mg2,6Cu2,6 nicht geeignet ist. Es

wurde keinen Zusammenhang zwischen der erreichten Kornfeinung und gemessenen KF16-Werten festgestellt. Somit bleibt die Anwendung des Verfahrens KF16 weiterhin nur auf die Legierungen AlSi7Mg, AlSi10Mg, AlCu4Ti und AlMg3 beschränkt.

In dieser Arbeit wurde das Verfahren KF16 weiterentwickelt, in dem als erster Referenzpunkt für die Berechnung des Parameters KF16 die Liquidustemperatur genommen wird. Ausgehend von dieser Temperatur wird die nach einer Zeitspanne von 16 Sekunden auftretende zweite Referenztemperatur ermittelt und aus diesen Werten die Temperaturdifferenz $KF16(T_L)$ gebildet. Bei der Auswertung dieses Verfahrens zeigt sich, dass ein $KF16(T_L)$ -Wert durch eine Kornfeinung zunimmt. Bei einer Korngröße von über 1000 μm im unbehandelten Zustand beträgt der Parameter $KF16(T_L)$ bei der Legierung AlZn8Mg2,6Cu2,6 einen Wert von 2,3. Die Kornfeinung auf die Korngröße unter 80 μm bewirkt eine Zunahme von $KF16(T_L)$ auf 6,8 bis 8,3 und ermöglicht, beim Erreichen dieser Werte auf die gelungene Kornfeinung zu schließen.

Die weiteren Untersuchungen zeigen, dass die gute Vorhersage zur Effektivität der Kornfeinung ebenfalls durch Thermische Analyse mit zwei Thermoelementen möglich ist. Es wurde festgestellt, dass der mit diesem Verfahren ermittelte Parameter $(T_L - T_{DCP})$ bei der Kornfeinung zunimmt. Dabei steigt der Kennwert $(T_L - T_{DCP})$ infolge der Kornfeinung auf die Korngröße unter 80 μm von 5,8 im unbehandelten Zustand auf 13,2 bis 14,5 und kann ähnlich wie der Parameter $KF16(T_L)$ zur Kontrolle der Kornfeinung der Legierung AlZn8Mg2,6Cu2,6 verwendet werden.

Anschließend ist zu bemerken, dass die optimierte Legierung AlZn8Mg2,6Cu2,6 nach der Wärmebehandlung T7 eine sehr hohe Zugfestigkeit von 480 MPa und 0,2-Dehngrenze von 454 MPa aufweist und der hochfesten Referenzlegierung AlCu4MgTi nach der Wärmebehandlung T6 mit Zugfestigkeit von 365 MPa und 0,2-Dehngrenze von 274 MPa deutlich überlegen ist. Mit dem erreichten Eigenschaftsprofil hat die Legierung AlZn8Mg2,6Cu2,6 gute Chancen, sich bei

der Herstellung der Leichtbaukomponenten insbesondere in der Verkehrstechnik durchzusetzen. Denkbar wäre zudem, die in dieser Arbeit gewonnenen Ergebnisse in den Bereich des Druckgießverfahrens zu übertragen, um kosteneffektive Massenproduktion der Gussteile aus der Leichtbaulegierung AlZn8Mg2,6Cu2,6 zu ermöglichen.

In weiteren Untersuchungen kann darüber hinaus erforscht werden, wie beständig die Legierung AlZn8Mg2,6Cu2,6 gegenüber Kriechen sowie LCF- und HCF-Beanspruchungen ist, um so Lebensdauervorhersagen treffen zu können. Besondere Aufmerksamkeit sollte außerdem der systematischen Erforschung der Einflüsse der Zusatzelemente Zirkon, Mangan und Chrom auf das Warmrissverhalten gewidmet werden. Von diesen Elementen wird ein zusätzlicher Härungsbeitrag durch Bildung der thermisch stabilen Aluminiden erwartet.

Die durch Legierungszusammensetzung und effektive Kornfeinung eingestellte feinkörnige Mikrostruktur der Legierung AlZn8Mg2,6Cu2,6 ist nicht nur für ihre Warmrissbeständigkeit sondern auch für das Korrosionsverhalten von Vorteil. Sie stellt eine sehr wichtige Einflussgröße auf die Spannungsrisskorrosion und allgemeine Korrosion dar. Während das Korrosionsverhalten der AlZnMgCu -Knetlegierungen aus vielen Arbeiten bekannt ist, wurde Korrosion an den gegossenen Proben kaum untersucht. Daher sollten besonders für die Verkehrstechnik relevante Korrosionsversuche an gegossenen Bauteilen aus der Legierung AlZn8Mg2,6Cu2,6 Gegenstand weiterer Untersuchungen werden.

Literaturverzeichnis

[Ad1989]

Abdel-Hamid, A.: Effect of Other Elements on Grain refinement of Al by Ti or Ti and B. Z. Metallkunde (1989), Heft 8, S. 566-647.

[Ale2004]

Alexopoulos, N.; Pantelakis, S.: A New Quality Index for Characterizing Aluminium Cast Alloys with Regard Structure Design Requirements. Metallurgical and Materials Transactions A (2004), S. 301-308.

[Alt1965]

Altenpohl, D.: Aluminium und Aluminiumlegierungen. Springer-Verlag Berlin Göttingen Heidelberg New York, 1965

[Alu1998]

Aluminium-Taschenbuch. 15. Auflage, Aluminium-Zentrale Düsseldorf, 1998

[Bäc1990]

Bäckerud, L.; Chai, G.; Tamminen, J.: Solidification Characteristics of Aluminium Alloys, Vol. 2: Foundry Alloys, AFS/ScanAluminium, Oslo, Norway (1990)

[Ber2001]

Berg, L.; Gjonnes, J. u.a. GP-Zones in Al-Zn-Mg alloys and their role in artificial aging. Acta Materialia 49 (2001), S. 3443-3451

[Ber2009]

Bergmann, W.: Werkstofftechnik 2. 4 Auflage. Carl Hanser Verlag München, 2009

[Bor1960]

Borland, J.: Generalized Theory of Super-Solidus Cracking in Welds and Casting, British Welding Journal, vol. 7, no. 8, 1960, S. 508-512

[Bra1996]

Braunhuber, E.; Hasse, S.: Gießereilexikon. 17. Auflage. Schiele & Schön, Berlin, 1996

[Büh2014]

Bührig-Polaczek, A.; Michaeli, W.; Spur, G.: Handbuch Urformen. Carl Hanser Verlag, München, 2014

[Bun1999]

Bunn, A.; Schumacher, P.; Kearns, M.; Boothroyd, C.; Greer, A.: Grain refinement by AlTi-B alloys in aluminium melts: a study of the mechanism of poisoning by zirconium. Materials Science and Technology (1999), pp. 1115-1123.

[Cao2010]

Cao, G.; Zhang, C.; Cao, H.; Chang Y.; Kou, S.: Hot-Tearing Susceptibility of Ternary Mg-Al-Sr Alloy Castings. Metallurgical and Materials Transactions A (2010), S.706-715

[Cha1994]

Chai, G.; Bäckerud, L.; Rolland, T.; Arnberg, L.: Dendrite Coherency during Equiaxed Solidification in Binary Aluminium Alloys Metallurgical and Materials Transactions A (1994), S. 965-970

[Che2002]

Chen, L., Daniel, S., Zhang, F., Chang, Y., Yan, X., Xie, F., Schmid-Fetzer, R., Oates, W.: The Pandat Software Package and its Applications. Calphad (2002), S. 175-188

[Cib1951]

Cibula, A. (1951) Grain refinement of aluminum alloy casting by additions of titanium and boron. Institute of metals, Journal 80, S.1-16

[Cly1981]

Clyne, T.; Davies, G.: The influence of composition on solidification cracking susceptibility in binary alloy systems. Foundrymen 74 (1981), S.65-73

[Col1972]

Cole, G.; Cisse, J.; Kerr, H.; Bolling, G.: Grain Refinement in Aluminum and Aluminum Alloys. AFS Transactions (1972), Vol. 80, S. 211-218

[Cro1951]

Crossley, F. A.; Mondolfo, L.F.: "Mechanism of grain refinement of Aluminum alloys," Transactions AIME, vol. 191, pp. 1143–1148, 1951.

[Dav2003]

Davis, J. Metals Handbook. ASM International Handbook Committee, April 2003

[Dey2006]

Deyev, G.: Surface Phenomena in Fusion Welding Process. CRC Press. 2005

[Dju2006]

Djurdjevic, M.; Schmid-Fetzer, R.: Thermodynamic calculation as tool for thixoforming alloy and process development. Materials Science and Engineering A 417 (2006), S. 24-33

[Eas1999-Part 1]

Easton, M.; StJohn, D.: Grain Refinement of Aluminum Alloys: Part 1. The Nucleant and Solute Paradigms - A Review of the Literature. Metallurgical and Materials Transactions A (1999), S.1613-1623

[Eas1999-Part 2]

Easton, M.; StJohn, D.: Grain Refinement of Aluminum Alloys: Part 2. Confirmation of, and a Mechanism for, the Solute Paradigm. Metallurgical and Materials Transactions A (1999), S.1625-1633

[Eas2004]

Easton, M.; StJohn, D.: An Analysis of the Relationship between Grain Size, Solute Content, and the Potency and Number Density of Nucleant Particles. Metallurgical and Materials Transactions A (2004), S.1911-1918

[Eng1973]

Engler, S.; Henrichs, L.: Interdendritische Speisung und Warmrissverhalten am Beispiel von Aluminium-Silizium-Legierungen. Giesserei-Forschung (1973), Nr.3, S.1-13.

[Eng1978]

Engler, S.; Schleiting, G.: Erstarrungsmorphologie von Aluminiumlegierungen bei Kokillenguss, Giessereiforschung 30 (1978), Nr.1, S. 15-24.

[Esk2007]

Eskin, D.; Katgerman, L.: A quest for a new hot tearing criterion. Metallurgical and Materials Transactions A (2007), S.1511-1519

[Fan2006]

Fan Xi-gang.; Jiang, Daming u.a.: Evolution of eutectic structures in Al-Zn-Mg-Cu alloys during heat treatment. Transaction of Nonferrous Metals Society of China (2006), S. 577-581

[Fan2010]

Fan, C.; Chen, Z.; He, W.; J. Chen, D. Chen: Effects of the casting temperature on microstructure and mechanical properties of the squeeze-cast Al-Zn-Mn-Cu alloy. Journal of Alloys and Compounds 504 (2010), S.L42-L45

[Feu1976]

Feurer, U.: Mathematisches Modell der Warmrissneigung von binären Aluminiumlegierungen. Giessereiforschung 28 (1976), Nr.2, S. 75-80

[Gar1986]

Garcia-Cordovilla, C.; Louis, E.; Pamies, A.: The surface tension of liquid pure aluminium and aluminium-magnesium alloy. Journal of Materials Science (1986), S. 2787-2792

[Gäd]

Gädke, A.; Eigenfeld, K.; Klos, R.; Koch, H. u.a.: Die thermische Analyse als Kontrollverfahren zur Bestimmung der Kornfeinung von Al-Gusslegierungen. Broschüre. www.mk-gmbh.de

[Ger2005]

Gerke-Cantow, R.: Beitrag zur Herstellung hochfester Aluminium-Feingussteile. Dissertation (2005), TU Clausthal

[Ger2009]

Gerke-Cantow, R.: Control of AlCu4Ti melts in investment casting. International Foundry Research/Giessereiforschung (2009), No. 2, S. 22-29

[Got2001]

Gottstein, G.: Physikalischen Grundlagen der Metallkunde. 2. Auflage, Springer-Verlag Berlin; Göttingen; Heidelberg; New York 2001

[Gre2003]

Greer, L.; Cooper, P.; Meredith, M.; Schneider, W.; Schumacher, P.; Spittle, J.; Tronche, A.: Grain Refinement of Aluminium Alloys by Inoculation. Advanced Engineering Materials (2003), No.1-2, S. 81-91

[Gri2008]

Grimmig, T.: Rheogießen von Aluminiumlegierungen. Dissertation. RWTH Aachen, 2008

[Gun2010]

Gunde, P.; Schiffl, A.; Uggowitzer, P.: Influence of yttrium additions on the hot tearing susceptibility of magnesium-zinc alloys. Materials Science and Engineering A 527 (2010), S. 7074-7079

[Hab2008]

Haberl, K.; Schumacher, P.; Geier, G.: Die Eignung des Unterdruckdichtetests zur Bestimmung der Schmelzereinheit von Al-Legierungen. Giesserei (2008), Nr.10, S.48-54.

[Has2003]

Hasse, S.: Guss- und Gefügefehler. 2. Auflage. Schiele & Schön, Berlin, 2003

[Heu1976]

Heubner, U.: Entwicklung einer hochfesten Aluminiumlegierung vom Typ AlZnMg, welche gut schweißbar und unempfindlich gegen Spannungsrisskorrosion ist. Abschlussbericht. Bundesministerium für Forschung und Technologie (1976)

[Hoe1994]

Hoefs, P.; Reif, W.; Schneider, W.: Kornfeinung von Aluminium-Gußlegierungen. Giesserei 81 (1994), Nr. 12, S. 398-406

[Hoe1999]

Hoefs, P.: Untersuchung einer neuen Kornfeinungsvorlegierung für Aluminium und Aluminium-Legierungen. Dissertation (1999), Berlin, S. 1-108

[Hüt1994]

Hüttenaluminium Gusslegierungen. Broschüre. Rheinfelden (1994)

[Hüt2003]

Hüttenaluminium-Gusslegierung Castadur-50. Verarbeitungsmerkblatt. Rheinfelden ALLOYS

[Joh1994]

Johnsson, M.: Influence of Zr on the Grain Refinement of Aluminium. Z. Metallkd. 85 (1994), Nr.11, S. 786-789

[Joh1995]

Johnsson, M.: Grain refinement of aluminium studied by use of a thermalanalytical technique. Thermochimica Acta (1995), S. 107-121

[Kam1995]

Kammer, C.: Aluminium-Taschenbuch, 15. Auflage, Band 1, Aluminium-Verlag Düsseldorf, 1998

[Kil1994]

Kilian, H.: Untersuchungen zum Spannungsrissskorrosionsverhalten von technischen Aluminiumlegierungen aus dem Flugzeugbau. Dissertation (1994), Erlangen

[Koch2002]

Koch, H.; Krug, P.: Europäische Patentanmeldung EP 1229 141 A1 (2002)

[Li2011]

Li, S.; Apelian, D.: Hot tearing of aluminium alloys. A critical literature review. International Journal of Metalcasting (2011), S. 23-40

[Lin1999]

Lin, Shan.: A study of hot tearing in wrought aluminium alloys. Dissertation (1999), University Québec

[Mal2003]

Male, A.; Antrekowitsch, A.; Kraly, A.: Einfluss des Kalziums in Sekundäraluminiumschmelzen. Druckguss-Praxis (2003), Nr.4, S. 152-160

[Mal2009]

Malekan, M.; Shabestari, S.: Effect of Grain Refinement on the Dendrite Coherency Point during Solidification of the A319 Aluminum Alloy. Metallurgical and Materials Transactions A (2009), S. 3196-3203

[Mar1972]

Markworth, M.: Kupferhaltige AlZnMg-Knetlegierungen - Eigenschaften und Entwicklungstendenzen. Aluminium (1972), S. 724-733.

[Max1975]

Maxwell, I.; Hellawell, A.: A Simple Modell for Grain Refinement during Solidification. Acta Metallurgica (1975), Vol. 23, S. 229-237

[Men1992]

Menk, W.; Speidel, M.; Döpp, R.: Die thermische Analyse in der Praxis der Aluminiumgießerei. Giesserei (1992), Seite 125-134

[Moh1995]

Mohanty, P.; Gruzleski, J.: „Mechanism of Grain Refinement in Aluminium“. Acta Metall. Mater. Vol.43, No. 5, S. 2001-2012

[Mol2011]

Moll, O.: Kornfeinung hochfester Aluminium-Kupfer-Legierungen durch pulver-metallurgische Vorlegierungen. Dissertation (2011), Clausthal-Zellerfeld

[Nov1966]

Novikov, I.: Warmrissneigung der NE-Legierungen. Nauka. Moskow (1966)

[Ohm1990]

Ohm, L.; Engler, S.: Festigkeitseigenschaften erstarrender Randschalen aus Aluminiumlegierungen. Teil 1. Giessereiforschung 42 (1990), Nr.4, S. 149-162

[Ost2007]

Ostermann, F.: Anwendungstechnologie Aluminium. 2 Auflage. Springer Berlin Heidelberg New York, 2007

[Pab2011]

Pabel, T.; Bozorgy, S.; Kneißl, C.; Haberl, K.; Schumacher, P.: Änderung der Warmrissneigung bei AlSi7MgCu-Legierungen in Abhängigkeit vom Kupfer- und Magnesiumgehalt. Aluminium (2011), Nr. 3, S. 61-65

[Pat1959]

Patterson, W.; Engler, S.: Über die Warmrissneigung und die mechanischen Eigenschaften von AlZnMg-Gusslegierungen. Aluminium 35 (1959), Nr. 3, S. 124-130

[Por1992]

Porter, D; Eastering, K.: Phase Transformations in Metals and Alloys (2. Auflage), Chapman & Hall, 1992

[Pös2008]

Pöschmann, D.; Melzer, C.; Kühlein, M.; Schaper, M.: Effect of Retrogression and Reaging Treatments on Microstructure and Mechanical Properties of an Al-Zn-Mg-Cu alloy. Aluminium Alloys. ICAA 11. WILEY-VCH GmbH & Co. KGaA. 2008. pp. 656-661

[Rap1999]

Rappaz, M.; Drezet, J.-M.; Gremaud, M.: A new hot-tearing criterion. Metallurgical and Materials Transactions A (1999), S. 449-455

[Roc2008]

Rockenschaub, H.; Gschwandtner, R.; Holzinger, A.; Topic, I.; Mikota, J.: Charakterisierung der Kolbenlegierung AlSi12CuNiMg. Giesserei-Praxis (2008), Heft 1-2, S.13-25

[Ros1960]

Rosenberg, R.; Flemings, M.; Taylor, H.: Nonferrous binary alloys hot tearing. AFS Transactions (1960), vol. 69, S. 518-528

[Sau1998]

Sauders, N.; Miodownik, A.: CALPHAD Calculation of Phase Diagrams. Pergamon, 1998

[Sav1961]

Saveiko, V.: Theory of Hot Tearing. Russian Castings Production (1961), vol. 11, S. 453-456

[Sch1983]

Schmiedel, H.: Einfluss Zink-, Magnesium- und Kupferkonzentration in den Korngrenzen auf das Spannungsrissskorrosionsverhalten von AlZnMg-Legierungen. Dissertation (1983). Aachen

[Sch1988]

Schneider, W.: Qualitätsanforderungen an AlTiB-Vorlegierungen für die Kornfeinung von Aluminium, Teil II. Aluminium (1988), Heft 2, S.157-160

[Sch1992]

Schürmann, E.; Lorenz, Ch.: Quantitative thermische Analyse von Aluminium- und Aluminium-Silizium-Schmelzen bei der Abkühlung in Sandtiegeeln. Giessereiforschung (1992), Nr. 4, Seite 161-175

[Sch1994]

Schumacher, P.; Greer, A.: Enhanced heterogeneous nucleation of α -Al in amorphous aluminium alloys. Materials Science and Engineering (1994), Vol. 181-182, S. 1335-1339

[Sch1996]

Schatt, W.; Worch, H.: Werkstoffwissenschaft, Deutscher Verlag für Grundstoffindustrie Stuttgart (1996)

[Sch2000]

Schneider, W.: Kornfeinung von Al-Knetlegierungen mit neu entwickelten AlTiC-Vorlegierungen. Zeitschrift für Metallkunde (2000), Heft 10, S.800-806

[Sig2001]

Sigworth, K.; Koch, H.; Krug, P.: High Strength Aging Aluminium Casting Alloys for Automotive Applications. Konferenz-Einzelbericht: Light Metals 2001 Metaux Legers, 40th Annual Conf. of Metallurgist of CIM (2001), S. 349-357

[Sig2003]

Sigworth, G.; DeHart, F.: Recent Developments in the High Strength Aluminium-Copper Casting Alloy A206. AFS Transactions (2003), Paper 03-135(02), S.1-14

[Sig2007]

Sigworth, G.: Grain Refinement of Aluminium Casting Alloys. AFS Transactions (2007), S.1-12

[Spi1999]

Spittle, J.; Sandli, S.: Effect of alloy variables on grain refinement of binary aluminium alloys with Al-Ti-B. Mater. Sci.Technol. (1999), Vol. 11, S. 533-537

[Sta2004]

Stangeland, A.; Asjorn, Mo; Nielsen, O.; Eskin, D.: Development of Thermal Strain in the Coherent Mushy Zone during Solidification of Aluminum Alloys. Metallurgical and Materials Transactions A (2004), S.2903-2915

[Sta2006]

Stangeland, A.; Mo, A.; M'hadami, M.; Viano, D.; Davidson, C.: Thermal Strain in the mushy zone related to hot tearing. Metallurgical and Materials Transactions A (2006), S. 705-714

[Sta2012]

Staggl, S.; Pabel, T.; Bozorgi, S.; Faerber, K.; Kneißl, C.; Schumacher, P.: Charakterisierung der Heißrissempfindlichkeit von Aluminium-Gusslegierungen. Giesserei-Praxis (2012), Nr. 5, S. 192-196

[Vel2000]

Veldman, N.; Dahle, A.; StJohn, D.; Arnberg, L.: Dendrite Coherency of Al-Si-Cu Alloys. Metallurgical and Materials Transactions A (2001), S.147-155

[Vet2008]

Vetterlein, J.: Charakterisierung von Wärmebehandlungszuständen in Aluminiumlegierungen durch In-situ-Wirbelstrommessung. Dissertation (2008), Bremen, S. 1-199

[Voj2004]

Vojtech, D.; Serak, J.; Ekrt, O.: Improving the casting properties of high-strength aluminium alloys. Materiali in Tehnologije (2004), Heft 1-2, S. 99-102

[Wlo2007]

Wloka, J.: Korrosionsuntersuchungen an scandiumhaltigen AlZnMgCu-Legierungen unter besonderer Berücksichtigung des Einflusses intermetallischer Phasen. Dissertation (2007), Erlangen

[Wu1999]

Wu, Y.; Froes, F.; Li, Ch.; Alvarez, A.: Microalloying of Sc, Ni and Ce in an Advanced AlZnMgCu Alloy. Metallurgical and Materials Transactions A (1999), S.1017-1024

[Wun1975]

Wunderlin, R.: Beeinflussung der Warmrissneigung der Legierung G-AlZn5Mg durch Legierungszusätze. Dissertation (1975), TU Berlin

[Zak2009]

Zak, H.; Tonn, B.: Optimierung von höchstfesten AlZnMgCu-Legierungen für den Kokillenguss, Giesserei-Praxis (2009), Heft 11, S.349-353

[Zak2010]

Zak, H.; Tonn, B.; Hampel, M.: Einfluss des Kupfers auf das Warmrissverhalten von höchstfesten AlZnMgCu-Legierungen. Giesserei-Praxis (2010), Nr.9, S. 263-266

[Zak2013]

Zak, H.; Tonn, B.: Verbesserung des Warmrissverhaltens der AlZnMgCu-Legierungen unter Nutzung thermodynamischer Berechnungen. Giesserei-Praxis (2013), Nr.10, S. 406-411.

Abbildungsverzeichnis

| | |
|-----------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------|----|
| Abbildung 1. Verteilung der Restschmelzfilme an der Oberfläche des erstarrten Kornes in Abhängigkeit von dem Kontaktwinkel zwischen flüssiger und fester Phase..... | 9 |
| Abbildung 2. Unterschiedliche Erstarrungsmorphologien der Legierungen..... | 10 |
| Abbildung 3. Korngrößen von Aluminium in Abhängigkeit von GRF | 13 |
| Abbildung 4. Einfluss der konstitutionelen Unterkühlung der Schmelze auf die Erstarrungsmorphologie: T_{real} (1) - ebenes Kristallwachstum; T_{real} (2) – zellartiges Kristallwachstum; T_{real} (3) – dendritisches Kristallwachstum..... | 15 |
| Abbildung 5. Definition der Faktoren t_V und t_R zur Bestimmung des Rissempfindlichkeitskoeffizienten CSC | 18 |
| Abbildung 6. Schematische Darstellung der Ausscheidungssequenz des Systems Al-Zn-Mg-Cu..... | 23 |
| Abbildung 7. Kaltaushärtungsverlauf der Legierung EN AW-7075 bei unterschiedlichen Auslagerungstemperaturen nach Lösungsglühen 460 °C / 30 min..... | 24 |
| Abbildung 8. Warmaushärtungsverlauf der Legierung EN AW-7075 bei unterschiedlichen Auslagerungstemperaturen nach Lösungsglühen 460 °C / 30 min..... | 25 |

| | |
|---------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------|----|
| Abbildung 9. Ringkokille zur Bestimmung der Warmrissneigung nach Singer..... | 27 |
| Abbildung 10. Linien gleicher Warmrisslängensummen bei den AlZnMgCu-Legierungen mit einem Kupfergehalt von 0,5 Gew.-%..... | 27 |
| Abbildung 11. Berechnung des $TFR_{0,88/0,98}$ nach [Dju2006]..... | 35 |
| Abbildung 12. Spülstein und Aluminiumschmelze nach dem Reinigungsprozess..... | 36 |
| Abbildung 13. Sternkokille zur Prüfung der Warmrissneigung | 38 |
| Abbildung 14. Spiralkokille zur Prüfung des Fließvermögens..... | 39 |
| Abbildung 16. Kokille zur Herstellung von Probestäben..... | 40 |
| Abbildung 17. Entnahmestellen der Proben für REM-Untersuchungen der Warmrissflächen (Probe 1) und für die lichtmikroskopischen Untersuchungen (Probe 2)..... | 41 |
| Abbildung 18. Definition der Kenngröße KF16 | 43 |
| Abbildung 19. Methode zur Ermittlung der Liquidustemperatur..... | 44 |
| Abbildung 20. Ermittlung des Dendritenkohärenzpunktes..... | 45 |
| Abbildung 21. Zusammenhang zwischen den $TFR_{0,88/0,98}$ und den ermittelten Warmrisszahlen für die untersuchten Legierungen..... | 47 |

| | |
|---------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------|----|
| Abbildung 22. Vergleich der Bildungstemperaturen der Al_2CuMg - und Al_2Cu -Phasen mit der Temperatur der Schmelze mit dem Festphasenanteil von 0,98..... | 49 |
| Abbildung 23. Vergleich der Bildungstemperaturen der Al_2CuMg - und Al_2Cu -Phasen mit der Temperatur der Schmelze mit dem Festphasenanteil von 0,995..... | 50 |
| Abbildung 24. Zusammenhang zwischen den $\text{TFR}_{0,950/0,995}$ und den ermittelten Warmrisszahlen für die untersuchten Legierungen..... | 51 |
| Abbildung 25. Zusammenhang zwischen den $\text{TFR}_{0,900/0,995}$ und den ermittelten Warmrisszahlen für die untersuchten Legierungen..... | 52 |
| Abbildung 26. Mit dem Programm Pandat berechnete Erstarrungsvorgänge bei den untersuchten AlZnMgCu -Legierungen mit 1,6 Gew.-%. | 56 |
| Abbildung 27. Mit dem Programm Pandat berechnete Erstarrungsvorgänge bei den untersuchten AlZnMgCu -Legierungen mit 2,6 Gew.-% Kupfer..... | 57 |
| Abbildung 28. Zusammenhang zwischen den berechneten Mengen der $T - \text{Al}_2\text{Mg}_3\text{Zn}_3$ -Phase und den ermittelten Warmrisszahlen für die untersuchten Legierungen..... | 58 |
| Abbildung 29. Zusammenhang zwischen den berechneten Mengen der $\eta - \text{MgZn}_2$ -Phase und den ermittelten Warmrisszahlen für die untersuchten Legierungen..... | 59 |
| Abbildung 30. Thermische Analyse der Legierung $\text{AlZn}_{6,8}\text{Mg}_{2,6}\text{Cu}_{1,6}$ (WRZ von 3,2)..... | 60 |

| | |
|--------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------|----|
| Abbildung 32. Mit dem Programm Pandat berechnete Erstarrungsvorgänge in der Legierung AlZn _{6,8} Mg _{2,6} Cu _{2,6} (WRZ von 1,5)..... | 63 |
| Abbildung 33. Mit dem Programm Pandat berechnete Erstarrungsvorgänge in der Legierung AlZn _{6,8} Mg _{3,4} Cu _{2,6} (WRZ von 2,7)..... | 63 |
| Abbildung 34. Warmrissfläche der Legierung AlZn _{6,8} Mg _{2,6} Cu _{1,6} (WRZ von 3,2)..... | 65 |
| Abbildung 35. Warmrissfläche der Legierung AlZn ₈ Mg _{2,6} Cu _{2,6} (WRZ von 1,5)..... | 66 |
| Abbildung 36. Plastische Verformung in der Warmrissoberfläche der Legierung AlZn ₈ Mg _{2,6} Cu _{2,6} | 67 |
| Abbildung 37. Unterschiedliche Morphologie der $\eta - \text{Mg}(\text{Zn}, \text{Al}, \text{Cu})_2$ -Phase bei der Legierung AlZn ₈ Mg _{2,6} Cu _{2,6} | 68 |
| Abbildung 38. Gefüge der Basislegierung AlZn ₈ Mg _{2,6} Cu _{1,6} nach dem Abguss in die Sternkokille, Korngröße > 1000 μm | 70 |
| Abbildung 39. Gefüge der Legierung AlZn ₈ Mg _{2,6} Cu _{1,6} mit 0,4 Gew.-% AlTi5B1 nach dem Abguss in die Sternkokille, Korngröße 52 μm | 71 |
| Abbildung 40. Gefüge der Legierung AlZn ₈ Mg _{2,6} Cu _{1,6} mit 1 Gew.-% AlTi5B1 nach dem Abguss in die Sternkokille, Korngröße 74 μm | 72 |
| Abbildung 41. Gefüge der Legierung AlZn ₈ Mg _{2,6} Cu _{1,6} mit 2 Gew.-% AlTi5B1 nach dem Abguss in die Sternkokille, Korngröße 70 μm | 72 |
| Abbildung 42. Agglomerat aus den TiB ₂ -Partikeln im Gefüge der Legierung AlZn ₈ Mg _{2,6} Cu _{1,6} nach der Zugabe von 2 Gew.-% AlTi5B1.... | 73 |

| | |
|---------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------|----|
| Abbildung 43. EDX-Analyse von Partikeln aus dem Agglomerat..... | 74 |
| Abbildung 44. Gefüge der Legierung AlZn8Mg2,6Cu1,6 1 mit 0,27 Gew.-% Ti und zusätzlicher Zugabe von 0,4 Gew.-% AlTi5B1. Abguss in die Sternkokille. Korngröße 48 µm..... | 75 |
| Abbildung 45. Gefüge der Legierung AlZn8Mg2,6Cu2,6 ohne Kornfeinung nach dem Abguss in die Sternkokille..... | 77 |
| Abbildung 46. Gefüge der Legierung AlZn8Mg2,6Cu2,6 mit 0,4 Gew.-% AlTi5B1 nach dem Abguss in die Sternkokille, Korngröße 41 µm..... | 77 |
| Abbildung 47. Gefüge der Legierung AlZn8Mg2,6Cu2,6 mit 1 Gew.-% AlTi5B1 nach dem Abguss in die Sternkokille, Korngröße 76 µm..... | 78 |
| Abbildung 48. Gefüge der Legierung AlZn8Mg2,6Cu2,6 mit 2 Gew.-% AlTi5B1 nach dem Abguss in die Sternkokille, Korngröße 84 µm..... | 78 |
| Abbildung 49. Gefüge der Legierung AlZn8Mg2,6Cu2,6 mit 0,27 Gew.-% Ti und zusätzlicher Zugabe von 0,4 Gew.-% AlTi5B1. Abguss in die Sternkokille. Korngröße 44 µm..... | 79 |
| Abbildung 50. Grobe Al ₃ Ti-Ausscheidungen im Gefüge der Legierung AlZn8Mg2,6Cu2,6 bei einem gesamten Titangehalt von 0,35 Gew.-%..... | 80 |
| Abbildung 51. Thermische Analyse der Legierung AlZn8Mg2,6Cu2,6 ohne Kornfeinung..... | 81 |
| Abbildung 52. Thermische Analyse der Legierung AlZn8Mg2,6Cu2,6 mit 0,4 Gew.-% AlTi5B1..... | 82 |
| Abbildung 54. Thermische Analyse der Legierung AlZn8Mg2,6Cu2,6 mit 2 Gew.-% AlTi5B1..... | 83 |

| | |
|-------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------|----|
| Abbildung 55. Thermische Analyse mit zwei Thermoelementen der Legierung AlZn8Mg2,6Cu2,6 ohne Kornfeinung..... | 84 |
| Abbildung 56. Thermische Analyse mit zwei Thermoelementen der Legierung AlZn8Mg2,6Cu2,6 mit 0,4 Gew.-% AlTi5B1..... | 84 |
| Abbildung 57. Thermische Analyse mit zwei Thermoelementen der Legierung AlZn8Mg2,6Cu2,6 mit 1 Gew.-% AlTi5B1..... | 85 |
| Abbildung 58. Thermische Analyse mit zwei Thermoelementen der Legierung AlZn8Mg2,6Cu2,6 mit 2 Gew.-% AlTi5B1..... | 85 |
| Abbildung 59. Spiralprobe aus der Legierung a) AlZn8Mg2,6Cu2,6; b) AlCu4MgTi..... | 89 |
| Abbildung 60. Taturprobe aus der Legierung a) AlZn8Mg2,6Cu2,6; b) AlCu4MgTi..... | 89 |

Tabellenverzeichnis

| | |
|---------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------|----|
| Tabelle 1. Verteilungskoeffizient und Steigung der Liquiduslinie für einige Elemente in binären Legierungen mit Aluminium..... | 13 |
| Tabelle 2: Zusammensetzung der wichtigsten AlZnMgCu-Legierungen... | 21 |
| Tabelle 3. Variation der Legierungselemente bei geplanten Versuchen.... | 34 |
| Tabelle 4. Methoden zur Berechnung der <i>TFR</i> | 35 |
| Tabelle 5. Chemische Zusammensetzung der Basislegierung Castadur-50..... | 36 |
| Tabelle 6. Chemische Zusammensetzung der untersuchten Legierungen, Gew.-%..... | 37 |
| Tabelle 7. Wärmebehandlung der Proben aus den Versuchslegierungen | 41 |
| Tabelle 8. Warmrissverhalten der untersuchten Legierungen..... | 46 |
| Tabelle 9. Ergebnisse der Berechnung der <i>TFR</i> _{0,88/0,98} | 47 |
| Tabelle 10. Berechnete Bildungstemperaturen der eutektischen Phasen | 48 |
| Tabelle 11. Ergebnisse der Berechnung der <i>TFR</i> _{0,950/0,995} | 51 |
| Tabelle 12. Ergebnisse der Berechnung der <i>TFR</i> _{0,900/0,995} | 52 |
| Tabelle 13. Berechnete Mengen der eutektischen Phasen der untersuchten Legierungen nach dem Scheil-Gulliver-Modell..... | 54 |

| | |
|----------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------|----|
| Tabelle 14. Berechnung des Magnesiumgehaltes in der Restschmelze... | 62 |
| Tabelle 15. Ergebnisse der EDX-Analyse der $\eta - \text{Mg}(\text{Zn}, \text{Al}, \text{Cu})_2$ -Phase | 67 |
| Tabelle 16. Einfluss von verschiedenen Zugaben der Vorlegierung AlTi5B1 auf Gefüge und Warmrissverhalten der Legierung AlZn8Mg2,6Cu1,6..... | 70 |
| Tabelle 17. Gefüge und Warmrissverhalten der Legierung AlZn8Mg2,6Cu1,6 mit 0,27 Gew.-% Titan und zusätzlicher Zugabe von 0,4 Gew.-% Vorlegierung AlTi5B1..... | 75 |
| Tabelle 18. Einfluss von verschiedenen Zugaben der Vorlegierung AlTi5B1 auf Gefüge und Warmrissverhalten der Legierung AlZn8Mg2,6Cu2,6..... | 76 |
| Tabelle 19. Gefüge und Warmrissverhalten der Legierung AlZn8Mg2,6Cu2,6 mit 0,27 Gew.-% Titan und zusätzlicher Zugabe von 0,4 Gew.-% Vorlegierung AlTi5B1..... | 79 |
| Tabelle 20. Zusammenhang zwischen den ermittelten Kennwerten KF16, KF16(TL) und (TL-DCP) bei der Legierung AlZn8Mg2,6Cu2,6 und den erreichten Korngrößen..... | 86 |
| Tabelle 21. Vergleich der mechanischen Eigenschaften der Legierung AlZn8Mg2,6Cu2,6 mit der Referenzlegierung AlCu4MgTi..... | 88 |
| Tabelle 22. Vergleich des Gießverhaltens der Legierung AlZn8Mg2,6Cu2,6 mit der Referenzlegierung AlCu4MgTi..... | 88 |